

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de
Materiais
PPGE3M

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DE UM ELO DE
CORRENTE DE AMARRA EM AÇO PARA APLICAÇÃO NAVAL NA
INDÚSTRIA DO PETRÓLEO**

Rafael Eugenio dos Santos

Dissertação para obtenção do Título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre
2017

RAFAEL EUGENIO DOS SANTOS

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DE UM ELO DE
CORRENTE DE AMARRA EM AÇO PARA APLICAÇÃO NAVAL NA
INDÚSTRIA DO PETRÓLEO**

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Thomas Clarke

Porto Alegre

2017

CIP - Catalogação na Publicação

dos Santos, Rafael Eugenio

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DE UM ELO DE
CORRENTE DE AMARRA EM AÇO PARA APLICAÇÃO NAVAL NA
INDÚSTRIA DO PETRÓLEO / Rafael Eugenio dos Santos. --
2017.

116 f.

Orientador: Thomas Gabriel Rosauo Clarke.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, Porto Alegre,
BR-RS, 2017.

1. Amarras de corrente. 2. Soldagem por
centelhamento. 3. Tenacidade. 4. Perfil microdureza.
5. Micrografia. I. Rosauo Clarke, Thomas Gabriel,
orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os
dados fornecidos pelo(a) autor(a).

RAFAEL EUGENIO DOS SANTOS

**CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DE UM ELO DE
CORRENTE DE AMARRA EM AÇO PARA APLICAÇÃO NAVAL NA
INDÚSTRIA DO PETRÓLEO**

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Thomas Clarke

Aprovado pela Banca Examinadora em 28 de agosto de 2017.

Prof. Dr. Afonso Reguly (PPGE3M/UFRGS)

Prof. Dr. Márcio Levi Kramer de Macedo (LAMEF/UFRGS)

Prof. Dr. Toni Roger Schifelhain de Lima (Consultor)

“A juventude é a época de se estudar a sabedoria; a velhice é a época de a praticar”.

JEAN-JACQUES ROUSSEAU

À minha família.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao professor Telmo Roberto Strohaecker *post mortem* pelos ensinamentos, oportunidades, amizade e confiança depositada.

Ao professo Thomas Clarke pelo acolhimento, confiança depositada em meu trabalho e conhecimentos compartilhados.

Ao professor Vitor José Frainer pela amizade e conhecimento transmitido.

A todos os integrantes do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) que constroem e mantêm uma estrutura de qualidade e de alta tecnologia.

Ao grupo Proeng-CDT que me proporcionou o desenvolvimento intelectual para alcançar essa etapa.

Aos meus colegas de trabalho do Proeng-CDT que me auxiliaram no desenvolvimento do trabalho.

Ao Marcelo Torres Piza Paes pelas oportunidades de pesquisas fornecidas por meio de amostras, projetos e desafios.

Ao colega Luiz Francisco Rodrigues Venturini que me incentivou desde o primeiro dia de trabalho, planejando e trocando informações sobre o mesmo.

Ao Fabiano Mattei e Mariane Chludzinski que me possibilitaram trabalhar no Proeng-CDT e forneceram estrutura para a realização do trabalho.

Aos meus colegas Guilherme Rosa, Nicole Monique Brum Walter, Pedro Lucas dos Santos Silva, Douglas Martinazi, Vagner Machado Costa, Bill Paiva dos Santos que me ajudaram na elaboração de cada etapa difícil.

SUMÁRIO

1.	Introdução	1
2.	Revisão Bibliográfica.....	3
2.1	Amarras de Corrente para uso naval na indústria do petróleo	3
2.1.1	Utilização	3
2.1.2	Órgãos Regulamentadores.....	7
2.1.3	Características e Propriedades Mecânicas	8
2.2	Processo de Produção de Correntes de Amarras.....	9
2.3	Soldagem por Centelhamento.....	13
2.3.1	Características das Juntas	15
2.4	Mecânica da Fratura	21
2.4.1	Conceito do CTOD	22
2.4.2	Medição Experimental de CTOD	24
2.4.3	Mecanismos de Fratura em Metais.....	26
2.4.4	Efeito da geometria de corpos de prova nos resultados de CTOD.....	30
3.	Procedimento Experimental	32
3.1	Materiais.....	33
3.1.1	Identificação da Região de Solda	34
3.2	Análise Química	35
3.3	Análise Microestrutural.....	35
3.4	Ensaio de Microdureza.....	35
3.5	Ensaio de Tração	36
3.6	Ensaio de Impacto Charpy	37
3.6.1	Análise da Fratura	38
3.7	Ensaio de Tenacidade à Fratura CTOD.....	39
3.7.1	Análise da Fratura	41
4.	RESULTADOS.....	43
4.1	Análise Química	43
4.1.1	Identificação da Região de Solda	43

4.2	Análise Microestrutural.....	45
4.3	Ensaio de Microdureza.....	50
4.4	Ensaio de Tração	51
4.5	Ensaio de Tenacidade ao Impacto Charpy	52
4.5.1	Análise de Fratura Via Estereoscópio.....	54
4.5.2	Análise de Fratura Via Microscopia de Varredura	55
4.5.3	Análise Microestrutural	63
4.6	Ensaio de Tenacidade à Fratura	65
4.6.1	Análise Fractográfica Via Estereoscópio	66
4.6.2	Análise Fractográfica via Microscopia Eletrônica de Varredura....	68
4.6.3	Análise Microestrutural	75
5.	Discussões dos resultados.....	80
6.	Conclusões	84
7.	Sugestões para trabalhos futuros	85
8.	Referências	86
9.	Apêndice	92

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Sistema em catenária (A) e retesadas (B).	4
Figura 2.2 – Cabos de aço tramados (A), em espiral galvanizado (B), com revestimento termoplástico (C) e cabo de poliéster (D).	5
Figura 2.3 – Elos sem malhete e com malhete tipo Kenter.	6
Figura 2.4 – Amarras dispostas em estruturas navais na indústria do petróleo. 6	
Figura 2.5 – Sistema de sustentação de tubos submarinos híbridos.	7
Figura 2.6 – Célula de produção contínua de correntes naval da indústria do petróleo.	11
Figura 2.7 – Exemplo da sequência de processo de fabricação de correntes de amarras.	12
Figura 2.8 – Exemplo de configuração de um equipamento para união de anel.	13
Figura 2.9 – Parâmetros de controle de soldagem.....	15
Figura 2.10 – Perfil de microdureza Vickers e macrografia da zona de soldagem.	16
Figura 2.11 – Perfil de microdureza de amostras de solda por centelhamento sem tratamento térmico (a) e após normalização (b).....	17
Figura 2.12 – Variação de dureza transversal de zonas de solda por centelhamento em diferentes tipos de aço.	18
Figura 2.13 – Defeito do tipo descarbonetação com região interna de aspecto branco brilhante, em uma união por centelhamento de arame de 5,5 mm trefilado com 0,54%C. Ataque em Nital.	19
Figura 2.14 – Amostra da linha de união fraturada com defeitos do tipo <i>Flat Spots</i> em uma união de Waspalloy.	20
Figura 2.15 – Imagem da região lisa em forma de risco e no detalhe em maior aumento da região riscada com microcavidades.	20
Figura 2.16 – Variáveis abordadas na Mecânica da Fratura.....	21
Figura 2.17 – Tenacidade à fratura por medição da abertura da ponta da trinca (CTOD). Trinca inicial aguda e trinca final com arredondamento na ponta da trinca por deformação plástica, resultando numa fina distância.	22

Figura 2.18 – Comparação entre CTOD de acordo com os quatro modelos de equações, onde as curvas 2 e 4 são de Irwin, a curva 1 de Dugdale, a curva 3 de Burdekin e Curva 5 e 6 de Rice.....	24
Figura 2.19 – Tipos de corpos de prova, em à esquerda o SE(b) e à direita o C(t).	25
Figura 2.20 – Corpo de prova de ensaio de CTOD SE(b).	26
Figura 2.21 – Nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades em metais dúcteis.	27
Figura 2.22 – Crescimento de trinca dúctil com pré-trinca.	27
Figura 2.23 – Metalografia da seção de uma fratura em aço ferrítico - perlítico com crescimento de trinca no contorno de inclusões (a). Fractografia do crescimento de vazios no contorno de inclusões (b).	28
Figura 2.24 – Fractografia de uma fratura por clivagem (A) e desenho representativo do caminho da propagação de trinca entre dois grãos com variação angular (B).	29
Figura 2.25 – Fratura intergranular em aços de tanque de amônia.....	29
Figura 2.26 – Representação da correlação entre o restrição plástica e parâmetros de medida de tenacidade à fratura para vários corpos de prova ..	30
Figura 2.27 – Resultados de CTOD por Temperatura para diferentes corpos de prova	31
Figura 2.28 – Posicionamento e dimensões dos corpos de prova analisados .	31
Figura 3.1 – Fluxograma demonstrativo dos ensaios e procedimento adotados	32
Figura 3.2 – Segmentos de elo de amarra	33
Figura 3.3 – Segmento unido por centelhamento.....	33
Figura 3.4 – Representação esquemática da amostra unida por centelhamento seccionada (1).....	34
Figura 3.5 – Posições de endentações de microdureza.....	35
Figura 3.6 – Corpo de prova de tração.....	36
Figura 3.7 – Representação esquemática da amostra unida por centelhamento seccionada (1), disposição dos corpos de prova de tração (2)	36
Figura 3.8 – Corpo de prova Charpy	37

Figura 3.9 – Representação esquemática da amostra unida por centelhamento seccionada (1), disposição dos corpos de prova de tração (2) e tenacidade ao impacto Charpy (3).....	38
Figura 3.10 – Corpo de Prova de CTOD do tipo C (t) W25, 2:1	40
Figura 3.11 – Amostra unida por centelhamento seccionada (1), disposição dos corpos de prova de tração (2), tenacidade ao impacto Charpy (3) e tenacidade à fratura CTOD (4)	40
Figura 3.12 – Equipamentos para ensaio de CTOD à baixa temperatura.....	41
Figura 3.13 – Análise da microestrutura na região de ensaio	42
Figura 3.14 – Fluxograma de ensaio de CTOD.....	42
Figura 4.1 – Linha de solda por centelhamento na região externa, indicada nas setas a linha de solda. Reagente Iodeto Sublimado	44
Figura 4.2 – Macrografia interna da amarra da região de solda, indicada nas setas a linha de solda. Reagente Nital 5%.....	44
Figura 4.3 – Micrografia em M.O. da região descarbonetada, medidas por análise de imagem software ImageJ. Reagente Nital 2%.....	45
Figura 4.4 – Micrografia em M.O. da amostra com estrutura predominante martensítica revenida. Reagente Nital 2%	46
Figura 4.5 – Micrografia em M.O. da região da zona de solda com aproximadamente 330 µm de espessura, medição por análises de imagem software ImageJ. Reagente Nital 2%	46
Figura 4.6 – Micrografia em M.O. da região da zona de solda com estrutura martensítica. Reagente Nital 2%.....	47
Figura 4.7 – Micrografia em MEV da zona de solda com 0,220 mm de espessura. Reagente Nital 2%	48
Figura 4.8 – Micrografia em MEV da zona de solda com maior aumento, 2500x. Reagente Nital 2%	48
Figura 4.9 – Micrografia em MEV da região da Zona Afetada pelo Calor no detalhe com maior aumento, 2500x. Reagente Nital 2%	49
Figura 4.10 – Micrografia em MEV da região do material de base com maior aumento, 2500X. Reagente Nital 2%	49
Figura 4.11 – Perfil de microdureza e macrografia com ataque químico Nital 2%	50

Figura 4.12 – Resultados dos ensaios de tração do material de base e material com a solda centelhamento.....	51
Figura 4.13 – Amostras MS07, MS08, MS05 e MS06 com entalhe posicionado respectivamente à 0,30 mm, 0,50 mm, 1,25 mm e 1,65 mm da linha de solda. Ataque Nital 2%.....	53
Figura 4.14 – Resultados de tenacidade ao impacto Charpy de material de base (MB) e material de solda (MS).....	53
Figura 4.15 – Amostra da superfície de fratura das amostras com o entalhe sobre a zona de solda	54
Figura 4.16 – Superfícies de fratura das amostras com entalhe próximo da zona de solda.....	55
Figura 4.17 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS01 (64J). Na imagem em A indicado por setas a região de protuberância. Apresenta as regiões com coalescência de microcavidades em A e B e clivagem em C e D e setas em D.	56
Figura 4.18 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS02 (72 J) apresentando as regiões de protuberância (A) com coalescência de microcavidades (B). Em C as inclusões observadas e a respectiva análise em química EDS.	57
Figura 4.19 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS03 (88 J) correspondente a linha de solda apresentando a região protuberância (A) com coalescência de microcavidades (B). Em C inclusões de alumínio e cálcio.	58
Figura 4.20 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS04 (64 J) correspondente a linha de solda com regiões com coalescência de microcavidades em A e setas em B e clivagem nas setas em C e D.....	59
Figura 4.21 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS07 (42 J) com região de protuberância (setas em A), com coalescência de microcavidades (A e B) e clivagem (C e D) com fratura no contorno de grão em B, C e D (setas).....	60
Figura 4.22 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra soldada MS 08 (98 J). Apresentou característica dúctil com coalescência de microcavidades e inclusões (A e B). Em C em inclusão e a respectiva análise em química EDS de alumínio (D).....	61

Figura 4.23 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra soldada MS 05 (102 J) com regiões de protuberância em (A) com coalescência de microcavidades (B) e inclusões (B).....	62
Figura 4.24 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra soldada MS 06 (104 J) com regiões de protuberância (A) com característica dúctil com coalescência de microcavidades (B) e inclusões sulfeto de manganês (C).	63
Figura 4.25 – Amostras metalográficas do cps, MS01, MS02, MS03 e MS04. As setas indicam a zona de solda. Ataque: Nital 2%.....	64
Figura 4.26 – Amostras metalográficas do cps, MS07, MS08, MS05 e MS06. As setas demonstram a zona de solda. Ataque Nital 2%	65
Figura 4.27 – Resultados de CTOD e valores recomendados por norma.....	66
Figura 4.28 – Superfícies de fratura dos corpos de prova extraídos do material de base.	67
Figura 4.29 – Superfícies de fratura dos corpos de prova extraídos da junta soldada.....	67
Figura 4.30 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MB01. Em A em B região do ensaio e em C no detalhe as microcavidades da com inclusões de diversos formatos.	68
Figura 4.31 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MB02. Em A área de ensaio, em B as microcavidades e C inclusões e análise em EDS.	69
Figura 4.32 – Fractografias em MEV da superfície de fratura MB03. Em A área de ensaio e em B no detalhe as microcavidades.	69
Figura 4.33 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 01. Em A tem-se a área de ensaio e região de protuberância na seta, no detalhe em B as microcavidades e em C inclusão com a análise em EDS.	70
Figura 4.34 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 02. Em A a área de ensaio, no detalhe em B as microcavidades, em C inclusão com análise em EDS.....	71
Figura 4.35 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 03. Em A e B área de ensaio e em C e D a área com clivagem e fratura do contorno de grão (setas).	72

Figura 4.36 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 04. Em A a área de ensaio, no detalhe em B e C as microcavidades, em análise em EDS.....	73
Figura 4.37 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 05. Em A a área de ensaio, no detalhe em B as microcavidades, em C inclusão com a análise em EDS.....	74
Figura 4.38 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS06. Em A e B a área de ensaio, no detalhe em C as microcavidades inclusão com a análise em EDS.....	75
Figura 4.39 – Imagens em MO da amostra MS 01 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%	77
Figura 4.40 – Imagens em MO da amostra MS 02 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%	77
Figura 4.41 – Imagens em MO da amostra MS 03 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%	78
Figura 4.42 – Imagens em MO da amostra MS 04 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%	78
Figura 4.43 – Imagens em MO da amostra MS 05 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%	79
Figura 4.44 – Imagens em MO da amostra MS 06 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%	79
Figura 5.1 – Resultado de Charpy, perfil de microdureza Vickers e Metalografia na linha de solda. Ataque: Nital 2%.....	82
Figura 9.1 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MB 01	92
Figura 9.2 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MB 01	92
Figura 9.3 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MB 03.....	93
Figura 9.4 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 01	93
Figura 9.5 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 02.....	94

Figura 9.6 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 03.....	94
Figura 9.7 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 04.....	95
Figura 9.8 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 05.....	95
Figura 9.9 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 06.....	96

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas de amarras sem malhete naval na indústria do petróleo.....	8
Tabela 2.2 – Mínimos aceitáveis de tenacidade à fratura CTOD a -20 °C.	9
Tabela 4.1 – Composição Química (% em massa)	43
Tabela 4.2 – Resultados dos ensaios de tração.....	52

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

ABNT	Associação brasileira de normas Técnicas
ABS	American Bureau of Shipping
AISI	American Iron and Steel Institute
Al	Alumínio
API	<i>American Petroleum Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BV	Bureau Veritas
C	Carbono
CCC	Cúbicos de Corpo Centrado
CCS	China Classification Society
CFC	Cúbicas de Face Centrada
CRS	Croatian Register of Shipping
CRS	Germanischer Lloyd
CTOD	Crack tip opening displacement
DNV	Det Norske Veritas
EDS	Espectroscopia de Raios X por Dispersão em Energia
HB	Dureza Brinell
HPC	Policristalinos Hexagonal Compactos
HV	Dureza Vickers
IACS	International Association of Classification Societies Ltd.
IRS	Indian Register of Shipping
ISO	International Organization for Standardization
KR	Korean Register of Shipping
LD	Processo Linz-Donawitz
LR	Lloyd's Register
MB	Material da base
MFEP	Mecânica da fratura elasto-plástica
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MFLE	Mecânica da fratura linear elástica
MO	Microscopia óptica
MS	Material da Solda
NK	Nippon Kaiji Kyokai

PRS	Polish Register of Shipping
RINA	Registro Italiano Navale
RS	Russian Maritime Register of Shipping
ZAC	Zona Afetada pelo calor
a	Valor médio do comprimento total da trinca de fadiga e o entalhe mecânico;
\ln	logaritmo natural
r_p	Fator rotacional plástico;
\sec	Secante
V_p	Componente plástica de abertura de trinca
W	Largura do corpo de prova
E	Módulo de elasticidade do material
K	Fator de intensidade de tensões
K_I	Fator de intensidade de tensões
δ_c	Iniciação de trinca
δ_t	Tamanho de abertura na ponta da trinca
σ_e	Tensão limite de escoamento
σ	Tensão aplicada
ν	Coeficiente de Poisson

RESUMO

As amarras de correntes de aço para aplicação naval utilizadas na indústria de óleo e gás são fabricadas para atender elevadas exigências operacionais. Com a prospecção de petróleo em águas profundas e ultraprofundas o conhecimento de suas propriedades torna-se relevante. Frente a essa necessidade foi realizado o estudo das propriedades mecânicas e metalúrgicas de um elo de corrente de amarra naval na indústria do petróleo proveniente de operação. Esse estudo teve como objetivo principal identificar e avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas das regiões resultante do processo de soldagem por centelhamento frente ao material de base. Como objetivo secundário foi classificado o material de acordo com algumas propriedades mecânicas recomendadas pela IACS UR W22. Para isso foram realizados ensaios de tração, microdureza, tenacidade ao impacto Charpy e à fratura CTOD, com avaliações metalúrgicas no material de base e região de união por centelhamento. Como resultado foi verificado que o processo de soldagem por centelhamento produziu zonas de extensões reduzidas e com menores valores de tenacidade à fratura e ao impacto. O processo de centelhamento produziu união com espessura de 0,375 mm, com uma zona de solda revelada por ataque químico e duas zonas afetadas pelo calor caracterizadas apenas por perfil de microdureza, com 0,150 mm e 0,300 mm, respectivamente. Os menores valores de tenacidade ao impacto Charpy e à fratura CTOD foram medidos nos corpos de prova posicionados na zona afetada pelo calor. Os resultados obtidos em todos os ensaios foram comparados com as recomendações técnicas IACS UR W22, onde caracterizou o elo como grau R4.

Palavras Chaves: Amarra Corrente, Tenacidade, Charpy, CTOD, Perfil de Microdureza, Solda por Centelhamento, ZAC

ABSTRACT

Mooring chains of offshore systems anchors are design to be used under extreme environment operation. New fields of exploration have been operated in deep water and ultra-deep water, wherefore, require more knowledge of the mechanical and metallurgical properties. Hence a study of a studless link of offshore chain from the operating service component was carried out. The main goal of this work was to determine and evaluate the properties of the base material and the zones produced by Flash Butt Welding Process. Furthermore, the material was characterized by the IACS UR W22 standard recommendation. In this study tests of tensile test, microhardness, Charpy and CTOD toughness, mechanical and metallurgical evaluation were performed in the base material and welding zones. The results showed small welding zones with reduced impact and fracture toughness. The lowest values were seen in specimens from the heat affect zone. The weld zone thickness observed by chemical etching extend 0,375 mm and the microhardness profile indicated a Heat Affected Zone (HAZ) with 0,150 and 0,300 mm. The lowest Charpy and CTOD toughness tests were measured in the HAZ specimens. These results were compared with IACS UR W22 standard recommendation and the link chain was characterized as R4 grade.

Key words: Fracture Toughness, CTOD, Charpy Impact, Microhardness, Heat Affect Zone, Flash Butt Welding

1. INTRODUÇÃO

A descoberta de reservas petrolíferas em águas profundas e ultraprofundas trouxe à indústria petrolífera novas etapas de desenvolvimento tecnológico. Para atender essa demanda novos conceitos foram adequados aos métodos tradicionais aplicados. Entre as diversas mudanças está a substituição de plataformas fixas por estruturas móveis, tais como, embarcações e plataformas flutuantes. Essas estruturas apresentaram-se como uma solução de menor custo, instalações relativamente mais simples e com maior campo de atuação. Como consequência à essas inovações, novos equipamentos e componentes foram desenvolvidos.

Para a atuação das plataformas em águas profundas um novo meio ambiente foi encontrado, as quais ficaram expostas a temporais, furacões, correntes marinhas, entre outros. Dessa forma a evolução dos sistemas de ancoramento e sistemas de extração passaram a exigir estruturas de maior resistência e menor complexidade. Foram desenvolvidos sistemas com menor número de amarras reduzindo a competição com tubos submersos e umbilicais e, conseqüentemente, com maiores exigências mecânicas. Nos sistemas de extração foram desenvolvidos os sistemas de sustentação de tubos submarinos híbridos com a fixação entre a boia e os tubos híbridos realizada por amarras de correntes.

Inicialmente as correntes de uso naval na indústria do petróleo eram provenientes do processo de fundição. Com o aumento das exigências mecânicas novos processos foram desenvolvidos e o uso de barras laminadas soldadas por centelhamento apresentaram bons resultados. Em 2009 a Associação Internacional das Sociedades Classificadoras (IACS) adicionou nos requisitos unificados de correntes de amarras para uso naval na indústria do petróleo (UR W22) as amarras de grau R5. Essas amarras apresentam como principal característica mecânica tensão máxima superior à 1000 MPa.

Com a evolução na resistência dos materiais as exigências sobre as juntas soldadas aumentaram. Conseqüentemente, o conhecimento mais detalhado sobre as propriedades das mesmas deve ser desenvolvido. Com esse propósito, o presente trabalho tem como objetivo principal identificar e avaliar as propriedades mecânicas e metalúrgicas das regiões resultante do processo de

soldagem por centelhamento frente ao material de base. E como objetivo secundário foi classificado o material conforme as recomendações técnicas vigentes.

Para o desenvolvimento do presente trabalho foi analisada uma amostra de corrente em aço de uso naval na indústria do petróleo. Essa amostra foi submetida à técnicas de testes metalográficos e de perfil de microdureza para conhecimento da união soldada. Também foram aplicados ensaios de tração, microdureza, tenacidade ao impacto Charpy e à fratura CTOD, com avaliações metalúrgicas no material de base e região de união por centelhamento. Com os resultados obtidos de perfil de microdureza com as análises metalográficas possibilitaram identificar a região soldada por centelhamento, caracterizando a linha de solda, zona de solda e ZAC. Possibilitando preparar os corpos de prova de CTOD e Charpy sobre as regiões de interesse.

Como resultado foi verificado que o processo de soldagem por centelhamento promoveu reduzidas extensões de zona de soldagem e afetada pelo calor. Além disso essas zonas apresentaram propriedades de tenacidade à fratura e ao impacto inferiores ao observado no material de base. Sendo que os menores valores foram observados nas zonas afetadas pelo calor. Onde o processo de centelhamento formou uma união com dimensão de 0,375 mm, com uma zona de solda revelada por ataque químico e duas zonas afetadas pelo calor identificadas apenas por perfil de microdureza Vickers, com 0,150 mm e 0,300 mm, respectivamente. Os resultados de tenacidade de energia absorvida ao impacto Charpy e tenacidade a fratura CTOS resultaram em menores valores de tenacidade nas amostras com os corpos de prova com entalhes posicionados na ZAC. Os resultados obtidos evidenciaram os efeitos do processo de centelhamento sobre o material de base e também possibilitaram a realização de análises comparativas com algumas propriedades indicadas pelas recomendações técnicas vigentes. Esses resultados foram comparados com algumas propriedades mecânicas indicadas pela IACS UR W22 onde foi caracterizado como grau R4.

2. REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1 Amarras de Corrente para uso naval na indústria do petróleo

Com a descoberta de reservas petrolíferas em águas profundas o uso de plataformas fixas, de aço ou de concreto apoiadas sobre o leito submarino tornaram-se estruturas inviáveis para essas condições. Nesse contexto, o uso de estruturas flutuantes apresenta-se como alternativa para a exploração em águas profundas, próximas à 2 mil metros de profundidade. Em decorrência da utilização dessas estruturas e de novos sistemas de extração, as exigências mecânicas sobre os sistemas de amarração foram aumentadas.

Os sistemas de amarração são projetados para atender um conjunto de fatores intrínsecos do meio, como a força dos ventos, ondas e correntes marítimas, corrosão salina e baixas temperaturas. Suas estruturas são compostas por cabos (de aço ou poliméricos), amarras de aço, acessórios de conexão e âncoras ou estacas presas ao solo submarino. Esses sistemas visam reduzir o passeio das unidades decorrente da atuação das forças naturais que estão expostas. O dimensionamento desses sistemas segue duas condições máxima, sendo uma de projeto e outra de operação. A condição máxima de projeto é a condição extrema que o sistema deve suportar sem danos e é definida como uma combinação de ventos, ondas e correntes para a qual o sistema deve ser projetado. A condição máxima de operação é a combinação máxima de condições ambientais (ventos, ondas e correntes) sob a qual o sistema deverá operar, seja em atividades de produção ou perfuração. (ALBRECHT, 2005).

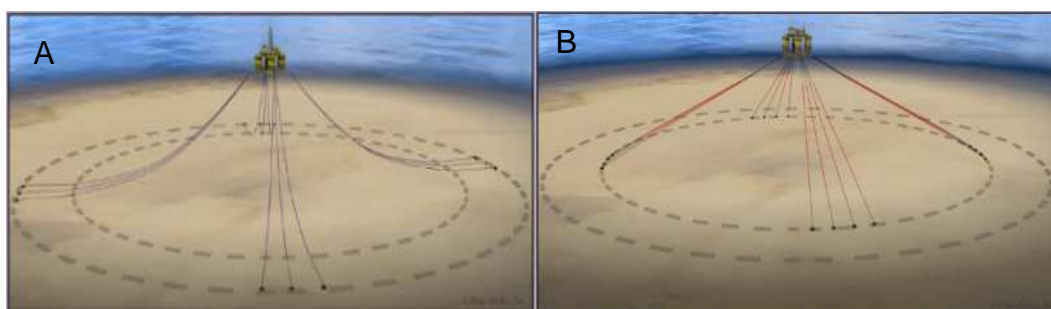
2.1.1 Utilização

As linhas de ancoragem são estruturas dispostas em catenária ou linhas retesadas (Figura 2.1) (PINA, 2010). O sistema de catenária é uma técnica convencional utilizada na perfuração e em operações de produção. Apresenta como vantagem a possibilidade da embarcação praticar maiores passeios sem a necessidade de âncoras e amarras com elevado poder de agarre. Por possuir um raio de ancoragem razoavelmente grande, superior a 1.000 metros, o próprio

atrito do trecho de linha acomodada ao fundo é responsável por absorver as solicitações dos carregamentos, aliviando os esforços nas âncoras, em condições normais de operação (JUVIANO CARBONO, 2005). No entanto, o custo da linha aumenta devido a necessidade de grandes trechos disposto no fundo do mar, geralmente composto por correntes (PINA, 2010). Outro fator a ser considerado é o congestionamento gerado com as linhas de unidades próximas, que interfere diretamente no posicionamento das demais unidades e equipamentos submarinos (Figura 2.1 (A)) (JUVIANO CARBONO, 2005) (OFFSHORE, 2013).

O sistema de linhas retesadas foi desenvolvido para reduzir os problemas do sistema de catenárias. Nesse sistema, as linhas se encontram estiradas, com um ângulo de topo de aproximadamente 45° com a vertical, tendo assim uma projeção horizontal menor, para uma profundidade da ordem de grandeza da lâmina d'água. Este tipo de ancoragem proporciona maior rigidez ao sistema com menores distâncias de passeio da embarcação. Nesse caso, as âncoras e amarras a serem utilizadas precisam resistir a valores elevados de cargas verticais (Figura 2.1 (B)) (OFFSHORE, 2013).

Figura 2.1 – Sistema em catenária (A) e retesadas (B).

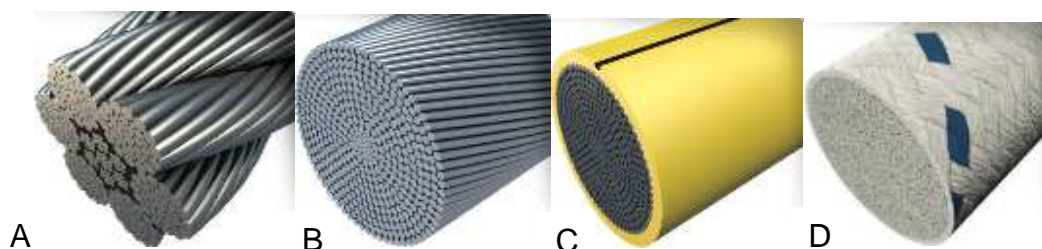


Fonte: Adaptada pelo autor de OFFSHORE, 2013.

Os sistemas de amarras são compostos por cabos de aço e de poliéster, correntes, âncoras e demais dispositivos e conexões. Os cabos de aço e de poliéster são dispostos logo após os elos de corrente que estão no início da linha, provenientes das estruturas naval na indústria do petróleo, onde serão novamente conectados às amarras de corrente próximos ao ponto de ancoragem. Na ligação dos cabos de aço, poliéster e correntes são utilizados soquete, desenroladores, manilhas e olhais. Tanto os sistemas em catenária e

retesadas usam sistemas constituídos por correntes nas suas extremidades e cabos de poliéster ou aço no seu trecho intermediário. Os cabos de aço e de poliéster são leves com vida útil elevada. Atualmente os cabos de aço tramados estão superando mais de 10 anos de utilização, no caso dos modelos em espiral galvanizados superam os 15 anos e cabos com revestimentos termoplásticos superam os 20 anos. Os cabos de poliéster podem apresentar vida útil superior a 20 anos em uso. (Figura 2.2) (OFFSHORE, 2013) (BRIDON, 2017).

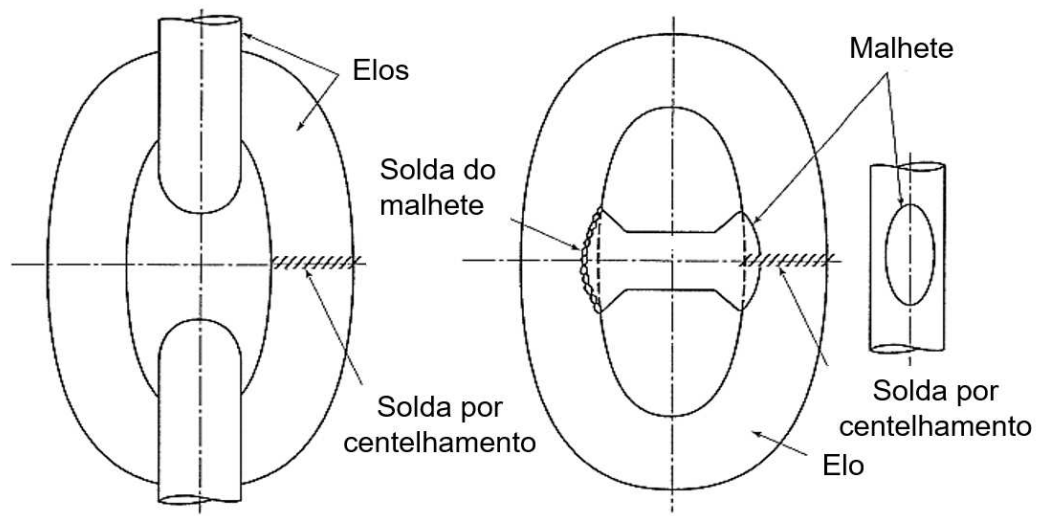
Figura 2.2 – Cabos de aço tramados (A), em espiral galvanizado (B), com revestimento termoplástico (C) e cabo de poliéster (D).



Fonte: Adaptada pelo autor de Bridon, 2017

Diferente dos cabos em poliéster e aço, as correntes são muito mais robustas e pesadas. As correntes de amarras podem ser produzidas pelos processos de forjamento, fundido, e conformação de barras de aço laminado. Existem dois principais modelos de elos: sem malhetes e com malhete do tipo *Kenter* (Figura 2.3) (API RP 2SK, 2005) (ALBRECHT, 2005). Ambos os modelos são qualificados quanto ao grau R3, R3S, R4, R4S ou R5, qualificados quanto às propriedades mecânicas e metalúrgicas (IACS UR W22, 2016). Esses componentes possuem como principais características a resistência a tração e corrosão, dobramento e desgaste. Sua estrutura é projetada para operar entre 20 e 25 anos, mas muitos casos demonstram que os elos de correntes têm vida útil reduzida, com o registro de defeitos e falhas entre 15 e 20 anos de operação (OFFSHORE, 2013).

Figura 2.3 – Elos sem malhete e com malhete tipo Kenter.



Fonte: Adaptada pelo autor de API RP 2SK, 2005.

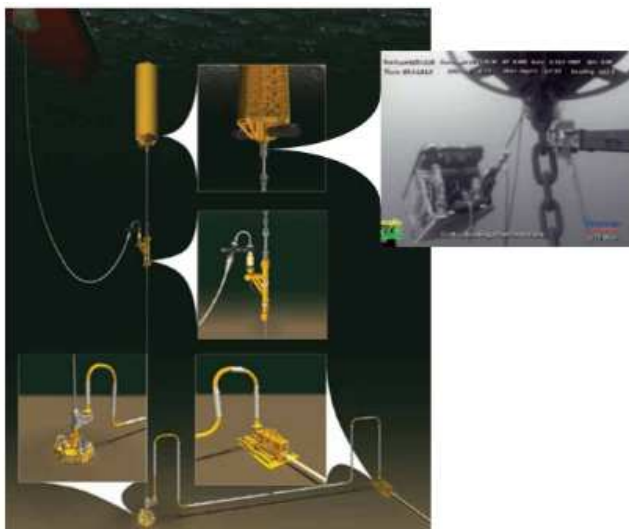
Esses componentes estão dispostos junto à plataforma (Figura 2.4) e sobre o leito marinho unidos às âncoras. Além de ser utilizada nos sistemas de ancoramento de plataformas, são utilizadas nos sistemas de sustentação de tubos submarinos híbridos em águas ultra profundas. Nesses sistemas as amarras de correntes de aço estão localizadas entre a boia e o tubo submarino híbrido (*Free Standing Hybrid Riser – FSHR*) (Figura 2.5) (TECHNIP, 2012) (THECNIP, 2015).

Figura 2.4 – Amarras dispostas em estruturas navais na indústria do petróleo.



Fonte: OFFSHORE, 2013.

Figura 2.5 – Sistema de sustentação de tubos submarinos híbridos.



Fonte: Adaptada pelo autor de TECHNIP, 2012 e TECHNIP, 2015.

2.1.2 Órgãos Regulamentadores

A Associação Internacional das Sociedades Classificadoras (IACS - *International Association of Classification Societies Ltd*) é um órgão regulamentador que foi fundado para padronizar e regulamentar as empresas certificadoras que atendem a indústria naval. Essas associações auxiliam as indústrias locais com guias de certificação e cronograma de fabricação. Abaixo segue as associações e seus respectivos países:

- *American Bureau of Shipping* (ABS) – Estados Unidos da América;
- *Bureau Veritas* (BV) – França;
- *China Classification Society* (CCS) – China;
- *Croatian Register of Shipping* (CRS) – Croácia;
- *Det Norske Veritas* (DNV) – Noruega;
- *Germanischer Lloyd* (GL) – Alemanha;
- *Índia Register of Índia* (IRS) – Índia;
- *Korean Register of Shipping* – Coreia;
- *Lloyd's Register* (LR) – Reino Unido.
- *Nippon Kaiji Kyokai* (NK/ClassNK) – Japão
- *Polish Register of Shipping* (PRS) – Polônia.
- *Registro Italiano Navale* (RINA) – Itália.
- *Russian Maritime Register of Shipping* (RS) – Rússia. (IACS, 2017)

Além das recomendações técnicas da IACS, *Requirements concerning MATERIALS AND WELDING*, o item W22, muitas associações aplicam recomendações provenientes da *Specification for Mooring Chain*, API Spec 2F. O API (*American Petroleum Institute* - Instituto Americano de Petróleo) é um instituto norte americano formado por um grupo de empresas do ramo de petróleo que auxilia o governo a regulamentar e organizar o mercado petrolífero (API, 2017). No Brasil o órgão regulamentador é a Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT) que não está associada a IACS.

2.1.3 Características e Propriedades Mecânicas

Os graus das amarras são qualificados conforme suas propriedades mecânicas e metalúrgicas. As amarras do tipo sem malhete produzidas por conformação de barras laminadas estão classificadas em graus R3, R3S, R4, R4S e R5. O grau R5 foi inserido em 2009 na revisão 5 da IACS (IACS UR W22, 2016). Na Tabela 2.1 estão discriminadas as mínimas tensões de escoamento à tração, as mínimas tensões máximas de tração, os mínimos valores de alongamentos e a mínima energia média absorvida de Charpy para cada grau (IACS UR W22, 2016; ABS, 2017; DNVGL OS E302, 2015).

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas de amarras sem malhete naval na indústria do petróleo.

Grau	Tensão de escoamento mínima (N/mm ²)	Tensão máxima de tração mínima (N/mm ²)	Alongamento mínimo em (%)	Ensaio de impacto Charpy com entalhe em V		
				Temperatura de ensaio (°C)	Energia média material Base (J)	Energia média zona de solda (J)
R3	410	690	17	0	60	50
				-20	40	30
R3S	490	770	15	0	65	53
				-20	45	33
R4	580	860	12	-20	50	36
R4S	700	960	12	-20	56	40
R5	760	1000	12	-20	58	42

Fonte: Adaptada pelo autor de IACS UR W22, 2016.

Como complemento às propriedades apresentadas, outras características são requeridas. O quociente do valor da tensão de escoamento pela resistência deve ser inferior a 0,92 para todos os graus. Os ensaios de impacto podem ser realizados a 0 °C ou a -20 °C para os aços de graus R3 e R3S. A dureza máxima para o grau R4S é de 330 HB e para o grau R5 de 340 HB. Para os aços R3 e R3S a redução de área não pode ser inferior à 50% e para os aços R4, R4S e R5 o mínimo é de 35% (ABS, 2017) (IACS UR W22, 2016).

Em 2009 houve uma revisão da IACS UR W22 inserindo requisitos relativos a ensaios de tenacidade à fratura CTOD. Os valores mínimos aceitáveis para cada corpo de prova no ensaio de mecânica da fratura CTOD a -20 °C estão demonstrados na Tabela 2.2. Onde está descrito o mínimo valor por grau para o material de base e material de solda (MB e MS). Conforme a IACS UR W22 (2016) os corpos de prova devem ser do tipo dobramento com seção de dimensão de 2 x 1. Em elos com diâmetros nominais menores que 120 mm os corpos de prova devem ter tamanho de 50 x 25 mm e em diâmetros superiores à 120 mm devem ser utilizados corpos de prova de 80 x 40 mm. Diferente da IACS UR W22 a DNV não menciona o uso de ensaios de mecânica da fratura como critério de aceitação (DNVGL OS E302, 2015).

Tabela 2.2 – Mínimos aceitáveis de tenacidade à fratura CTOD a -20 °C.

Elos sem malhetes	R3 (mm)		R3S (mm)		R4 (mm)		R4S e R5 (mm)	
	MB	MS	MB	MS	BM	MS	MB	MS
	0,20	0,14	0,22	0,15	0,24	0,16	0,26	0,17

Fonte: Adaptada pelo autor de (IACS UR W22, 2016)

2.2 Processo de Produção de Correntes de Amarras

Entre os processos de fabricação a produção de amarras de elevada resistência mecânica por conformação de barras laminadas é o mais utilizado. Esse processo está descrito de acordo com as recomendações técnicas da IACS, DNV-OS-E302 e o Guia de Certificação de Correntes de Amarração *Offshore* – ABS (IACS UR W22, 2016; DNVGL OS E302, 2015; ABS, 2017).

O aço utilizado na produção de barras deve ser produzido por processos elétricos, conversor (LD) ou outro processo aprovado que envolva refino

secundário. Para garantir os elevados valores de tensão os aços de grau R4S e R5 devem passar pelo processo de refino a vácuo ou desgaseificação (DNVGL OS E302, 2015).

As barras laminadas devem ser acalmadas e tratadas para refino de grão. O tamanho de grão da austenita prévia deve ser inferior à 5 de acordo com a ASTM (ASTM E112, 2013). Para obtenção de refino de grão devem ser utilizados durante a fusão os elementos Al, Nb, V ou Ti, combinados ou não. Quando utilizado apenas alumínio, o mesmo deve conter no máximo 0,020% ou uma razão de 2:1 de Al e N. Se utilizado Al e Nb combinados, o mínimo deve ser de 0,015% de Al e 0,010% de nióbio. Ao utilizar Al e V combinados, o mínimo de Al deve ser de 0,015% e 0,030% de V (DNVGL OS E302, 2015). Como resultado final, as amarras de grau R4, R4S e R5 devem conter no mínimo 0,2% de molibdênio (DNVGL OS E302, 2015) (IACS UR W22, 2016) (ABS, 2017).

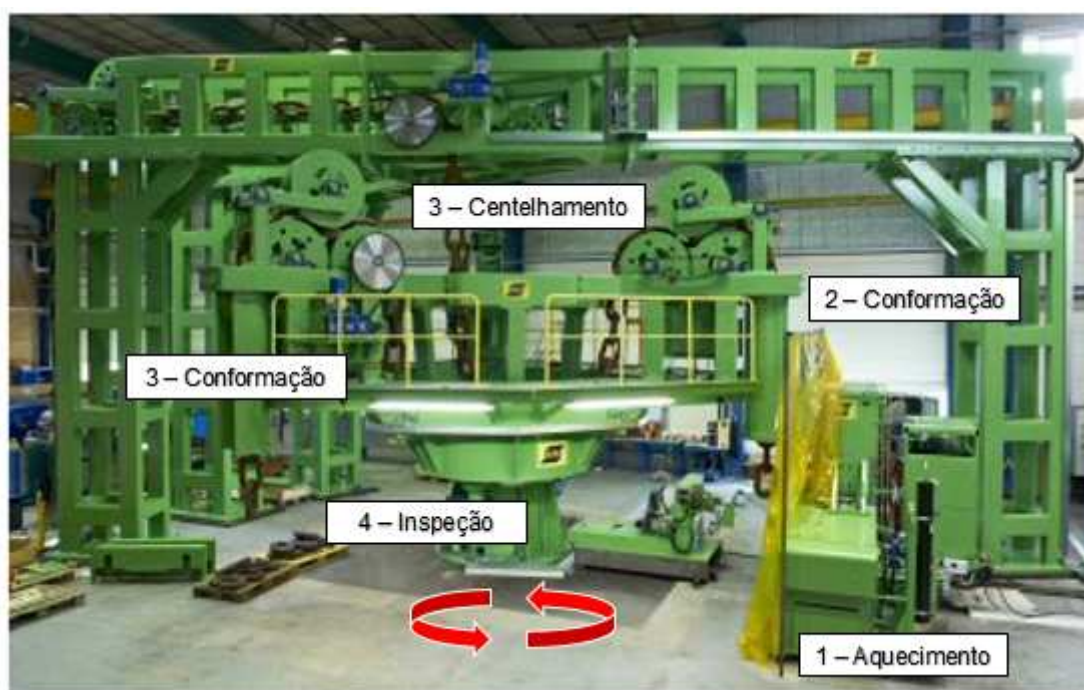
Para a qualificação das barras para a produção de amarras de grau R4S e R5 são propostos ensaios para a determinação da quantidade de não-metálicos, usando como normativa a ISO 4967 ou equivalente, análise de porosidade e segregação de material, utilizando a ASTM E318 e de temperabilidade conforme ensaio Jominy ASTM A255 (DNVGL OS E302, 2015).

O processo de produção pelo método de conformação de barras laminadas é realizado inicialmente com o seccionamento das barras no tamanho dos elos. Cada barra é aquecida com temperatura próxima de 750 °C para posterior conformação. Normalmente o processo de aquecimento é realizado em fornos de indução no início das células de produção contínuas conforme a Figura 2.6 (ESAB, 2016). Com as barras aquecidas é realizada a conformação das mesmas no formato do elo. Após a configuração em elo é realizada a soldagem por centelhamento. No mesmo equipamento de soldagem é retirado o material sobressalente do processo de soldagem. Para garantir a geometria final dentro das condições de uso, os elos são medidos e novamente conformados. Esse processo é realizado em cada barra onde a conformação é dada em torno de cada elo confeccionado, formando uma corrente. A última etapa da célula de produção contínua é o processo de inspeção.

No processo de inspeção são recomendados ensaios de líquidos penetrantes, ultrassom e partículas magnéticas. As correntes inspecionadas e aprovadas são tratadas termicamente em fornos contínuos. O tratamento

térmico sugerido para as amarras R3 e R3S é de duplo ciclo de normalização, seguido por revenimento, ou normalização, têmpera e revenido. Para as amarras R4, R4S e R5 as amostras após o processo de normalização devem ser temperadas e revenidas. Todas as etapas devem ser resfriadas em água ou óleo. Amarras maiores que 120 mm de diâmetro devem ser recozidas ou homogeneizadas antes da têmpera e revenido. A temperatura de revenimento das amarras R4, R4S e R5 devem ser superiores à 590 °C com resfriamento em água ou óleo, evitando a fragilização por revenimento (DNVGL OS E302, 2015). Diferente das recomendações propostas pela IACS e demais associados, a ABNT recomenda apenas que as amarras devem ser submetidas a temperaturas acima da temperatura de austenitização (NBR 13715, 1996).

Figura 2.6 – Célula de produção contínua de correntes naval da indústria do petróleo.



Fonte: Adaptada pelo autor de ESAB, 2016

Após tratamento término as correntes são jateadas para inspeção visual. Pequenas discontinuidades superficiais encontradas podem ser desgastadas ou lixadas, desde que não ocorra uma redução maior que 1% do diâmetro nominal. (DNVGL OS E302, 2015). Todas as correntes são submetidas a teste de prova em segmentos de 5 elos. Para a aceitação do processo são realizados

teste de ruptura em amostragens usando, também, segmentos de 5 elos. (IACS UR W22, 2016).

Ao final do processo todos os elos devem ser submetidos a inspeção de ultrassom, partículas magnéticas ou correntes parasitas, devendo estar livres de trincas e vazios. A qualificação dos elos é realizada com ensaios destrutíveis aplicados em amostra aleatória.

Em casos especiais, com a evidência de algum elo fora das recomendações exigidas o mesmo pode ser substituído. O processo para a inserção do novo elo deverá compreender todas as etapas anteriores. Entretanto a etapa de tratamento térmico poderá ser realizada pontualmente, desde que seja realizada sob a supervisão de um órgão regulamentador. Como requisito para efetuar essa operação é imperativo que os elos adjacentes não sofram o efeito da temperatura excedente a 250 °C (IACS UR W22, 2016). Na Figura 2.7 pode ser observada a sequência de fabricação (DAIHAN, 2013).

Figura 2.7 – Exemplo da sequência de processo de fabricação de correntes de amarras.



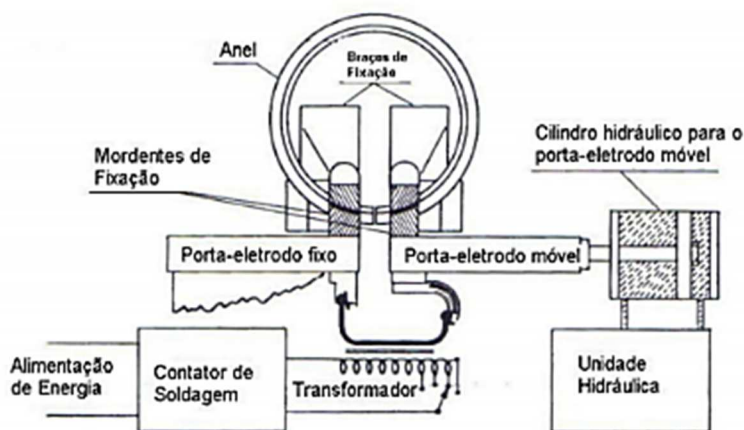
Fonte: Adaptada pelo autor de Global Chain Maker, 2013

2.3 Soldagem por Centelhamento

O processo de soldagem por centelhamento, também conhecido como *flash welding* ou *flash butt welding*, é um método de soldagem por resistência. A união é produzida de topo, através do calor gerado pelo centelhamento elétrico simultaneamente a uma força normal entre as partes (ASM, 1993). Esse processo pode ser manual, semiautomático ou automático. Os equipamentos mais comuns são os semiautomáticos e automáticos. Para a realização da solda por centelhamento são aplicados parâmetros que estão diretamente ligados ao material, geometria, área de contato, posição dos eletrodos, entre outros. Esses parâmetros são estipulados por testes de provas com avaliação das juntas resultantes (MACHADO, 1996).

O processo é realizado com duas peças ou extremidades acopladas por mordentes de fixação (eletrodos), com pelo menos um porta-eletrodo móvel e ambas condutoras de eletricidade. Esses eletrodos são conectados a um transformador e contador de soldagem por resistência. A movimentação do porta-eletrodo é realizada com a atuação de um cilindro hidráulico. Conforme a Figura 2.8 pode ser observado um exemplo de configuração de equipamento para união de anel (VERSUTO, 2010).

Figura 2.8 – Exemplo de configuração de um equipamento para união de anel.



Fonte: Adaptada pelo autor de VERSUTO, 2010.

Nos equipamentos de soldagem automáticos e semiautomáticos os principais parâmetros a serem controlados são: densidade de corrente elétrica, força aplicada, deslocamento e força de forjamento. Esses equipamentos

utilizam elevada demanda de potência de uma fase. Em equipamentos que operam com maiores densidades de correntes, maiores de 5.000 amperes são equipados com Retificadores Controlados de Silício (SCR) (ENTRON, 2014).

Na Figura 2.9 estão demonstrados os parâmetros de soldagem por centelhamento divididos em 4 etapas: aproximação, pré-aquecimento, centelhamento e forjamento. Essas etapas estão representadas nos gráficos de: corrente x tempo (azul), força x tempo (vermelho) e consumo x tempo (preto).

A etapa de aproximação é realizada no início do processo com velocidade constante de movimento. As faces das peças são aproximadas de maneira que somente as diminutas saliências superficiais mantenham contato ou permaneçam muito próximas.

A etapa de pré-aquecimento é controlada por sistemas eletrônicos de tempo ou pelo controle da corrente de mudança de fase, também podendo ser aplicado ao final do processo como pós-aquecimento e revenimento (ENTRON, 2014). Na região de pré-aquecimento pulsado a variação de densidade de corrente também está relacionada à variação de força aplicada. Quando aplicado pré-aquecimento a força é instantaneamente removida após o aquecimento das peças, para dar início ao processo de centelhamento.

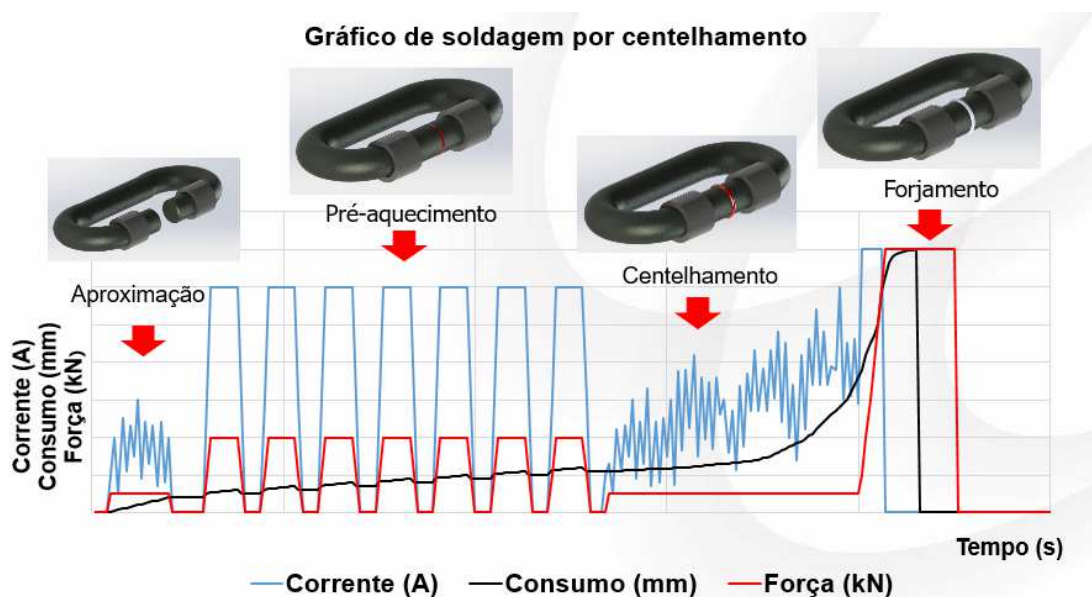
Na etapa de centelhamento o início é dado com uma baixa densidade de corrente. Com o aumento da temperatura e aumento do volume de material fundido, o movimento entre as placas passa a ser incrementado. Dessa forma a densidade de corrente também é aumentada. O movimento das placas pode ser linear, parabólico e de aceleração contínua (KIM, SO e KANG, 2009). O movimento parabólico é o mais utilizado quando o controle é realizado por força. Esse controle é usado de forma a distribuir uniformemente a temperatura na superfície das peças em contato, eliminando o material fundido e possibilitando uma força de compressão bem distribuída. O movimento linear é o menos utilizado, pois o controle por deslocamento impossibilita um incremento de força linear (AWS, 2007). No modo de aplicação de aceleração contínua a taxa de movimento das placas é continuamente acelerada e ao final do processo a velocidade é tão rápida que uma nova taxa de forjamento aplicada não é necessária. Por atingir velocidades elevadas o controle do processo é menos preciso dificultando a aplicação do movimento por aceleração contínua (NIPPES,

1951). Em todos os movimentos o período de centelhamento é completado ao atingir a temperatura de forjamento.

Durante a etapa de forjamento é interrompida a aplicação da diferença de potencial, ou, dependendo do material unido, a interrupção ocorre algum tempo depois do início do forjamento, denominado de sobrecarga de corrente. Assim a união é executada com a aplicação da força de forjamento entre as partes formando uma união em estado sólido (AWS, 2007).

Durante todo o processo de centelhamento ocorre a expulsão de material para fora da junta, ou superfície de contato. Ao final do processo parte do material expelido fica aderido sobre a superfície, também denominado de rebarba. Junto com o material expelido são eliminados óxidos e impurezas. Normalmente a rebarba é retirada ao final do processo (AWS, 2007).

Figura 2.9 – Parâmetros de controle de soldagem.



Fonte: Adaptada pelo autor

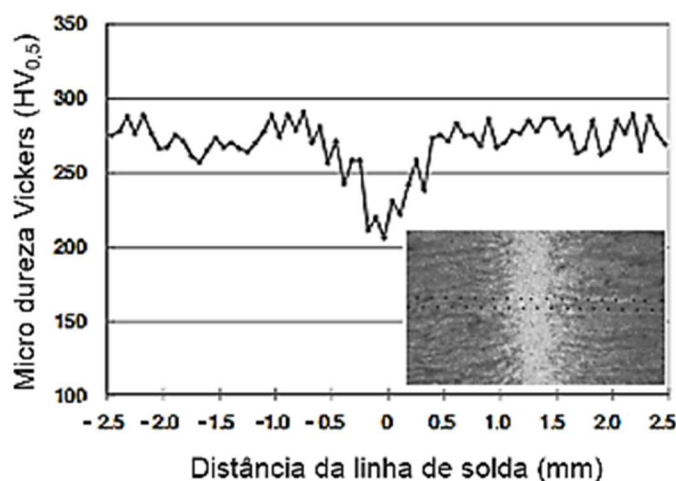
2.3.1 Características das Juntas

As uniões por centelhamento apresentam alta resistência mecânica e qualidade. Esse processo pode ser aplicado em ligas de aço, alumínio, cobre, magnésio, titânio, níquel e materiais dissimilares. Devido às altas taxas de resfriamento envolvidas, torna-se mais difícil soldar peças em ferros fundido. Os

métodos mais comuns de soldagem por centelhamento são a topo, em ângulo e em formato de anéis. A união pelo processo de centelhamento de anéis ou elos não apresenta inconvenientes por ser um corpo único. Isso é decorrente da distância entre os eletrodos ser muito menor pela seção de soldagem do que o caminho oposto da barra. Esse processo é utilizado pela indústria na união de peças e componentes de máquinas, na união de trilhos de trem, construção de estrutura de janelas, rodas de carro, anéis de uso aeroespacial, fabricação de elos e anéis, flanges de tubos de perfuração de petróleo, entre outros (AWS, 2007).

As juntas resultantes ao processo de centelhamento podem abranger pequenas áreas de extensão devido os parâmetros, materiais e geometrias envolvidas. Esse fator pode ser observado por análises metalográficas e por perfis de microdureza. Na Figura 2.10 está demonstrado o perfil de microdureza Vickers de amarras naval da indústria do petróleo produzidas por centelhamento. Essa junta foi produzida com tempo inferior à 0,55 segundos de processamento, produzindo uma união com largura inferior a 1 mm (KIM, SO e KANG, 2009).

Figura 2.10 – Perfil de microdureza Vickers e macrografia da zona de soldagem.

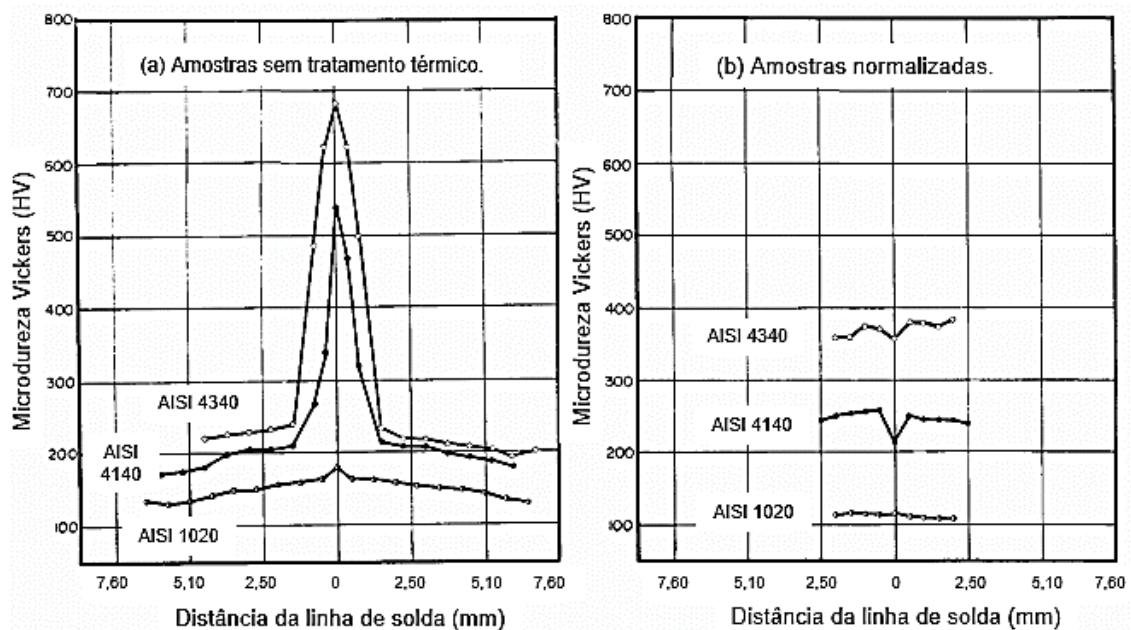


Fonte: Adaptada pelo autor de KIM, SO e KANG, 2009.

Com a aplicação das técnicas metalográfica em materiais de aço ao carbono, em geral, a linha de solda apresenta uma aparência mais clara que as regiões não afetadas pelo processo. Esse efeito é consequência da atmosfera formada durante a soldagem onde o oxigênio contido no ar extrai o carbono das superfícies em contato (SULLIVAN e SAVAGE, 1971).

Em muitas linhas de produção são aplicados tratamentos térmicos pós-soldagem para melhorar as propriedades mecânicas das juntas soldadas. Na Figura 2.11 está demonstrado os perfis de microdureza de três juntas soldadas por centelhamento em aços AISI 4340, AISI 4140 e AISI 1020, brutas de soldagem e com pós-tratamento térmico de normalização. As amostras brutas de soldagem apresentaram um pico de dureza na linha de soldagem nos aços AISI 4340 e AISI 4140. No aço AISI 1020 esse efeito foi menos aparente (Figura 2.11 (a)). Com a aplicação do tratamento térmico de normalização os aços de AISI 4340 e AISI 4140 apresentaram uma queda de dureza na linha de solda e o aço AISI 1020 apresentou uma homogeneização de dureza (Figura 2.11 (b)) (SAVAGE, 1962).

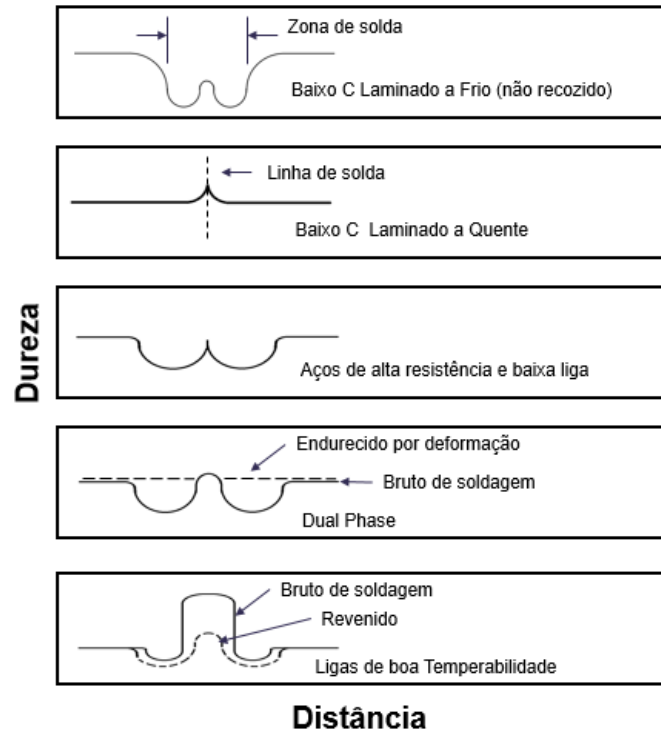
Figura 2.11 – Perfil de microdureza de amostras de solda por centelhamento sem tratamento térmico (a) e após normalização (b).



Fonte: Adaptada pelo autor de SAVAGE, 1962.

Conforme apresentado por Dickinson (DICKINSON, 2017) o efeito da soldagem por centelhamento pode ter resultados diferenciados variando o material unido. Nos aços baixo carbono laminados a quente o efeito da união por centelhamento resulta no aumento de dureza na linha de solda e nas demais uniões é observado uma queda de dureza adjacente à linha de solda (Figura 2.12).

Figura 2.12 – Variação de dureza transversal de zonas de solda por centelhamento em diferentes tipos de aço.

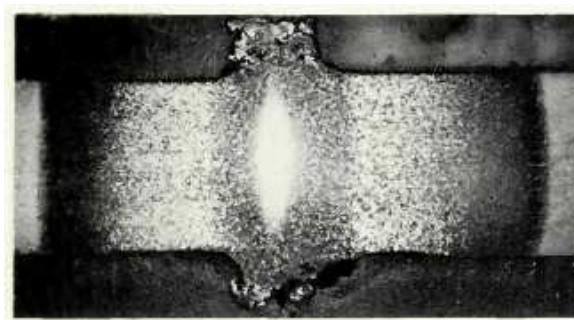


Fonte: Adaptada pelo autor de DICKINSON, 2017.

Algumas características do processo por centelhamento podem afetar negativamente a resistência de juntas resultando em defeitos de soldagem. Em equipamentos com folgas e desalinhados podem ser produzidas juntas com linhas de fluxo de laminação direcionada para fora da peça. Esse formato reduz a tenacidade do material com desequilíbrio das tensões residuais, podendo ser agravado em materiais que contenham inclusões de sulfeto e na retirada de rebarba. (AWS, 2001) (GUNKEL, 1974). Eletrodos desgastados ou mal dimensionados podem gerar centelhas no material unido, proporcionando regiões frágeis, buracos ou acúmulo de material. Também pode ser observado oxidação intergranular devido ao aquecimento localizado na fixação dos eletrodos por problemas de fixação (GUNKEL, 1974) (AWS, 2001). Trincas a frio são observadas em uniões realizadas com elevado consumo e perfil de temperatura inapropriado. As altas taxas de resfriamento geram trincas a quente que aparecem como microfissuras na zona afetada pelo calor (NIPPES, SAVAGE, *et al.*, 1954). Devido à decarbonetação que ocorre no estado sólido

podem ser observadas descontinuidades na zona de solda. Nos aços ao carbono a descarbonetação aparece como uma banda de aspecto brilhante quando polido e atacado quimicamente transversalmente à interface de soldagem (Figura 2.13) (AWS, 2001; ZAK e RYS, 1972).

Figura 2.13 – Defeito do tipo descarbonetação com região interna de aspecto branco brilhante, em uma união por centelhamento de arame de 5,5 mm trefilado com 0,54%C. Ataque em Nital.



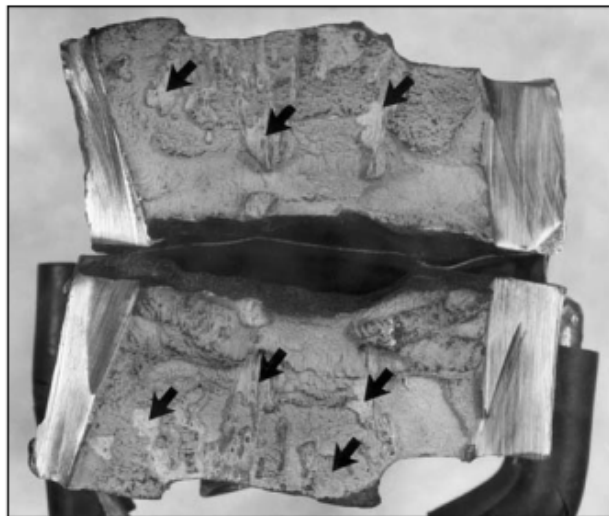
Fonte: ZAK e RYS, 1972

Ao longo da interface de união podem ser encontrados vazios, inclusões e metal fundido decorrente do uso de parâmetros de soldagem insuficiente para expelir o material fundido. E em outros casos, elevada corrente e baixa velocidade de aproximação, resultam em crateras, grandes vazios com inclusões, óxidos e metal fundido (NIPPES, SAVAGE, *et al.*, 1957).

Outro defeito observado é o *Flat Spots*. Esses defeitos são constituintes metalúrgicos e estão limitados a ligas ferrosas. Aparecem nas superfícies de fraturas da linha de união em áreas com formato liso no meio de regiões irregulares. Segundo Nippes, *et al.*, os *Flat Spots* são consequência da contaminação da união decorrente de gases gerados pelas descargas elétricas e atmosfera. Essa combinação resulta em filmes não metálicos que não são expelidos durante o forjamento da união. Em muitos casos as taxas de resfriamento associadas ao centelhamento com taxas muito rápidas produzem fragilização, formando martensita de elevado carbono equivalente (NIPPES, SAVAGE, *et al.*, 1957). Testes de microdureza e micrografias confirmam a presença de martensita em regiões contornando os *Flat Spots* na maioria dos casos. Nos aços com elevado silício, como aços de uso em transformadores, são encontrados *Flat Spot* na região fragilizada (AWS, 2001). Em estudos

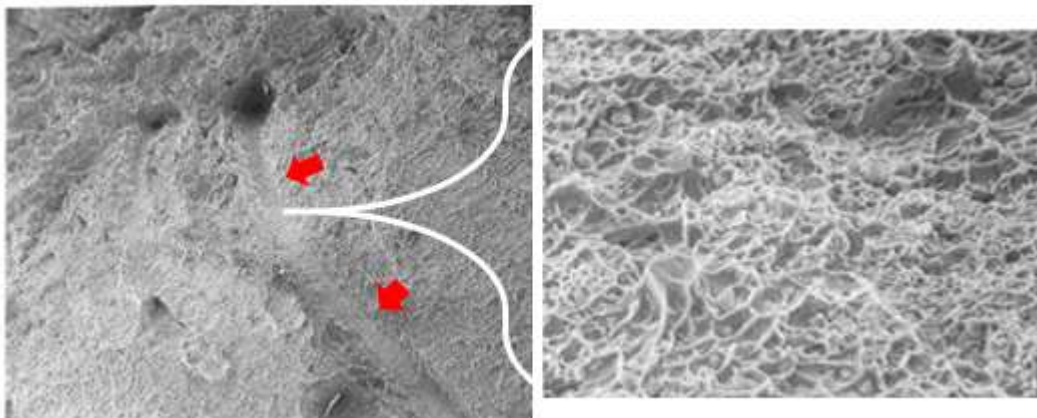
realizados com ligas de Waspalloy e ligas Inconel 718 esse defeito é mais aparente. Na Figura 2.14 pode ser observada uma superfície de fratura de uma junta com as zonas lisas assinaladas pelas setas. Na Figura 2.15 pode ser observada no detalhe uma das regiões com a aparência de um risco com distribuição de microcavidades em maior aumento (GUNKEL, 1974).

Figura 2.14 – Amostra da linha de união fraturada com defeitos do tipo *Flat Spots* em uma união de Waspalloy.



Fonte: GUNKEL, 1974.

Figura 2.15 – Imagem da região lisa em forma de risco e no detalhe em maior aumento da região riscada com microcavidades.



Fonte: Adaptada pelo autor de GUNKEL, 1974.

2.4 Mecânica da Fratura

A mecânica da fratura é uma ferramenta fundamental no conhecimento do desempenho mecânico de materiais e componentes submetidos a um campo de tensões com um defeito prévio. Esse método é capaz de mensurar a tenacidade do material em análise, possibilitando determinar se um defeito poderá levar o componente à fratura catastrófica para tensões normais de serviço e, ainda, determinar o grau de segurança do mesmo (STROHAECKER, 2005). Na Figura 2.16 podem ser observadas as variáveis abordadas na mecânica da fratura.

Figura 2.16 – Variáveis abordadas na Mecânica da Fratura.



Fonte: Adaptada pelo autor de ANDERSON, 2005

Os materiais metálicos respondem a um sistema de tensões com dois comportamentos característicos: deformação elástica ou plástica. A deformação elástica pode ser descrita como um comportamento reversível dos sólidos, que retorna à sua forma original imediatamente quando as cargas externas são removidas. Posterior à deformação elástica encontra-se a deformação plástica, que pode ser descrita como sendo o comportamento de corpos sólidos que se deformam permanentemente após a ação de cargas externas. O limite de escoamento é a tensão que separa o comportamento elástico do plástico de um determinado material (ANDERSON, 2005).

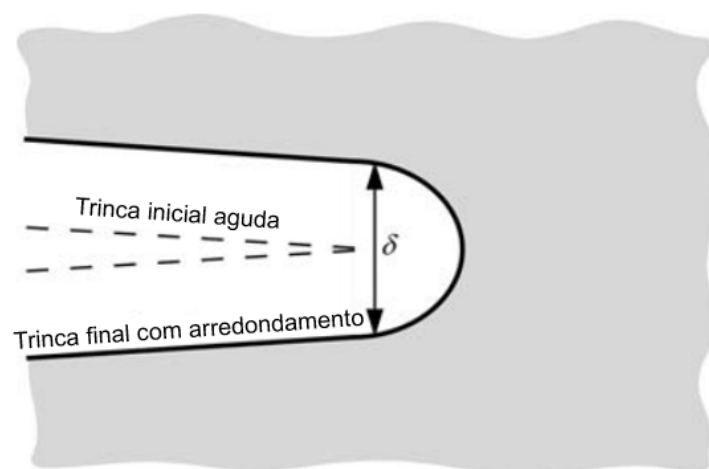
O primeiro enfoque da mecânica da fratura foi para os materiais que apresentavam comportamento linear elástico de maneira que as teorias eram aplicadas somente a materiais que falhavam com pouca ou nenhuma deformação plástica. Esse é o princípio base da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) (TOTI, 2004).

No entanto boa parte dos materiais empregados em construção mecânica apresentam plasticidade considerável quando solicitados, principalmente nas extremidades de defeitos eventualmente existentes. Para estes casos é empregada a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP). A MFEP é a alternativa desenvolvida para o estudo da fratura de materiais que apresentam um comportamento não linear entre carga e deformação (TOTI, 2004). Entre os métodos de avaliação desenvolvidos na MFEP encontram-se a técnica do CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) e a Integral J.

2.4.1 Conceito do CTOD

O parâmetro de tenacidade à fratura por medição da abertura da ponta da trinca ou CTOD foi proposto por Wells e Cottrell, em 1961. Após análises em corpos de prova fraturados em aços estruturais de alta tenacidade verificou-se que as condições ditadas pela MFLE não traduziam o comportamento dos mesmos. Foi observado que esses materiais apresentavam um arredondamento na ponta da trinca, Figura 2.17. Essa observação conduziu Wells a propor a abertura na ponta da trinca como uma medida de tenacidade à fratura (PEREZ, 2004).

Figura 2.17 – Tenacidade à fratura por medição da abertura da ponta da trinca (CTOD). Trinca inicial aguda e trinca final com arredondamento na ponta da trinca por deformação plástica, resultando numa fina distância.



Fonte: Adaptada pelo autor de ANDERSON, 2005

Com essa observação Wells realizou análises que relacionavam o tamanho de abertura de trinca, $CTOD = \delta$, ao fator de intensidade de tensões K_I (no modo I de sollicitação). Onde, Irwin (Equação 2.1) e Dugdale (Equação 2.2) independentemente, considerando uma plastificação reduzida na extremidade da trinca, formularam:

$$CTOD = \delta_t = \frac{4K_I^2}{E\pi\sigma_e} \quad (\text{Irwin}) \quad \text{Equação 2.1}$$

$$CTOD = \delta_t = \frac{2K_I^2}{E\sigma_e} \quad (\text{Dugdale}) \quad \text{Equação 2.2}$$

Onde:

δ_t – Tamanho de abertura na ponta da trinca

K_I – Fator de intensidade de tensões;

σ_e – Tensão limite de escoamento;

E – Módulo de elasticidade do material. (PEREZ, 2004)

Mais tarde, Burdekin (Equação 2.3) e Rice (Equação 2.4), independentemente, propuseram uma nova análise ao CTOD, utilizando a abordagem de Dugdale, que possibilitou a utilização para casos com maiores extensões de zona plástica (STROHAECKER, 2005) (PEREZ, 2004).

$$\delta = \frac{8\sigma_e a}{E\pi} \cdot \ln \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) \quad (\text{Burdekin}) \quad \text{Equação 2.3}$$

$$\delta = \frac{2(k+1)(1+\nu)\sigma_e a}{E\pi} \cdot \ln \sec\left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_e}\right) \quad (\text{Rice}) \quad \text{Equação 2.4}$$

Onde, K é dado na Equação 2.5 para tensão planar e na Equação 2.6 para deformação planar, por:

$$k = \frac{(3-\nu)}{(1+\nu)} \quad \text{Para tensão planar} \quad \text{Equação 2.5}$$

$$k = (3 - 4\nu) \quad \text{Para deformação planar} \quad \text{Equação 2.6}$$

Onde:

σ – Tensão aplicada;

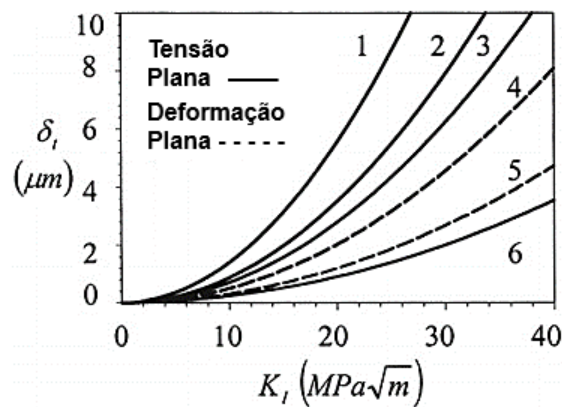
σ_e – Tensão limite de escoamento

ν – Coeficiente de Poisson

a – Tamanho de trinca (PEREZ, 2004)

Na Figura 2.18 está representada a relação de $\delta_t = f(K_I)$ para as condições com tensão plana e deformação plana e equações para um material com $E = 207MPa$, $\sigma_e = 700MPa$, $K_{Ic} = 60 MPa\sqrt{m}$ e $\nu = 1/3$. Nota-se que existem divergências entre as curvas, dentre elas o modelo de Burdekin foi mais aceito com os trabalhos de Broek e Vlieger, Robinson e Tetelman e Bowles. (PEREZ, 2004).

Figura 2.18 – Comparação entre CTOD de acordo com os quatro modelos de equações, onde as curvas 2 e 4 são de Irwin, a curva 1 de Dugdale, a curva 3 de Burdekin e Curva 5 e 6 de Rice



Fonte: Adaptada pelo autor de PEREZ, 2004.

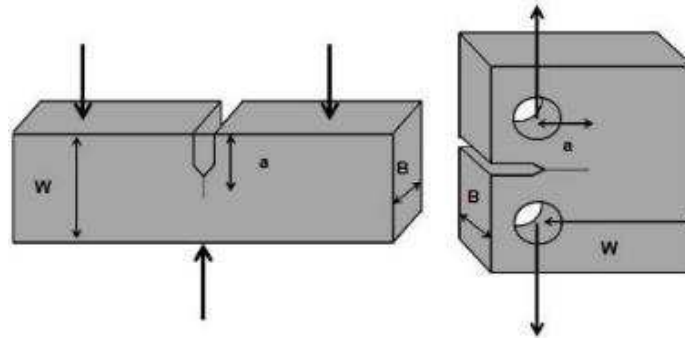
2.4.2 Medição Experimental de CTOD

Atualmente existem recomendações técnicas para a produção experimental de ensaios visando à determinação de CTOD, entre elas tem-se, a BS 7448 (BS 7448-1, 1991) e BS EN ISO 15653:2010 (BS EN ISO 15653, 2010). Nessas recomendações é indicada a preparação da amostra com entalhe mecânico a partir do qual se faz a propagação de uma pré-trinca de fadiga. Essa pré-trinca de fadiga tem como objetivo criar uma condição mais crítica do que a real (KNOTT, 1973).

Para os testes de CTOD são recomendados alguns corpos de prova, como: o compacto de tração (C(t), DC(t) SEN(t)), o de dobramento (SE(b)) e o dobramento em forma de arco (A(b)). Cada configuração apresenta três características dimensionais importantes: comprimento da trinca (a), espessura

(B) e largura (W). Comumente os modelos mais utilizados são os tipos SE(b) ou C(t), mas o C(t) possui a vantagem de requerer menos material a ser extraído para realizar o ensaio (FRANER, 2007). Na Figura 2.19 está representado o desenho do formato dos corpos de prova do tipo SE(b) e C(t).

Figura 2.19 – Tipos de corpos de prova, em à esquerda o SE(b) e à direita o C(t).



Fonte: Adaptada pelo autor de ANDERSON, 2005.

Para o cálculo do valor de CTOD, o mesmo é determinado separadamente em duas componentes (Equação 2.7), uma elástica (δ_e) e outra plástica (δ_p), onde:

$$\delta = \delta_e + \delta_p \quad \text{Equação 2.7}$$

Sendo a componente elástica determinada na Equação 2.8 por:

$$\delta_e = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_e E} \quad \text{Equação 2.8}$$

E a componente plástica obtida na Equação 2.9 por:

$$\delta_p = \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a)+a} \quad \text{Equação 2.9}$$

Onde:

V_p – Componente plástica de abertura de trinca;

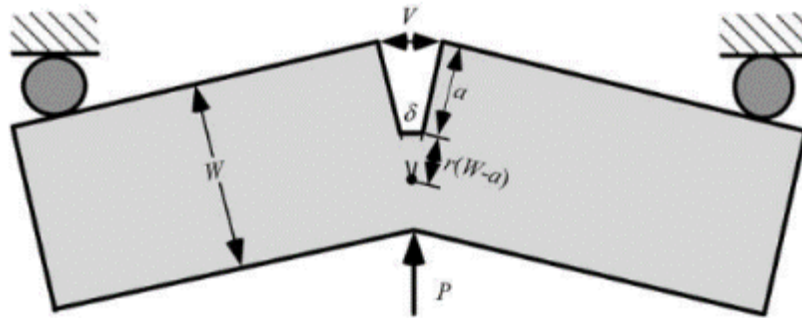
W – Largura do corpo de prova;

a – Valor médio do comprimento total compreendido pela trinca de fadiga e o entalhe mecânico;

r_p – Fator rotacional plástico;

K – Fator de intensidade de tensões.

Figura 2.20 – Corpo de prova de ensaio de CTOD SE(b).



Fonte: ANDERSON, 2005.

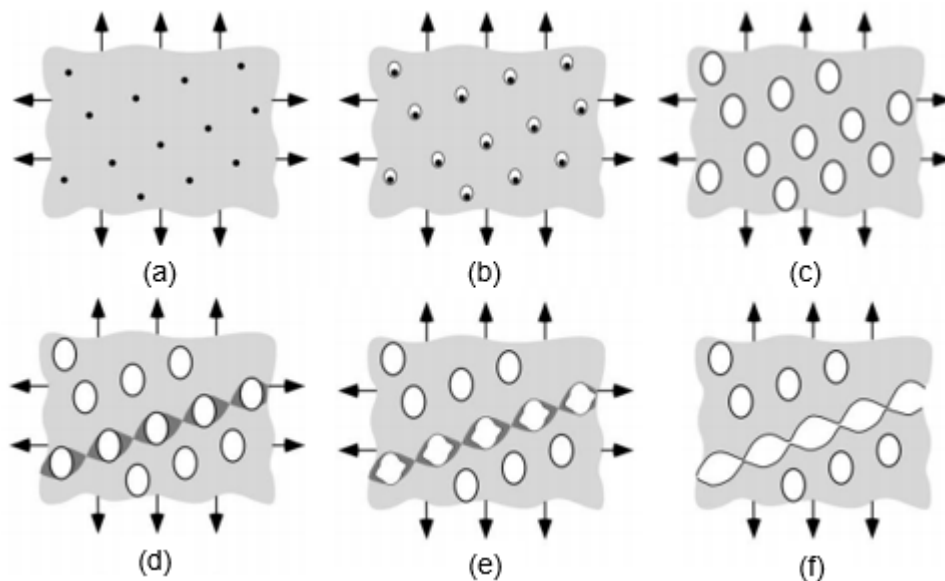
Como resultado é obtido um gráfico composto por força aplicada versus abertura do entalhe, que é medida por um transdutor de deslocamento acoplado na abertura da trinca, posição V. As cargas e deslocamentos correspondentes aos eventos específicos no processo de iniciação e extensão da trinca são usados para determinar os valores de CTOD correspondentes.

2.4.3 Mecanismos de Fratura em Metais

Os modelos mais comuns de mecanismos de fraturas em aços e suas ligas podem ser compreendidos por fratura dúctil, fratura por clivagem e fratura intergranular.

Nos materiais dúcteis normalmente são desenvolvidas fraturas como resultado de três estágios: nucleação, crescimento e a coalescência de microcavidades. Esse efeito, em geral, resulta em fraturas dúcteis, não catastróficas, respeitando um determinado processo de evolução. A evolução da fratura pode ser observada na Figura 2.21 (a), onde um aço dúctil com inclusões ou elementos de segunda fase está sob um campo de tensões. Com o aumento do carregamento é iniciada a nucleação de microcavidades (Figura 2.21 (b)) seguido do coalescimento das mesmas (Figura 2.21 (c)). Entre as microcavidades é iniciada a deformação preferencial entre as mesmas (Figura 2.21 (d)) com a estrição de cada área deformada (Figura 2.21 (e)) coalescendo a cavidade até a fratura (Figura 2.21 (f)) (ANDERSON, 2005).

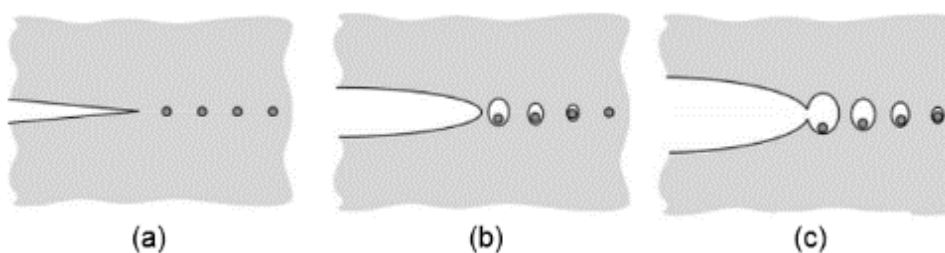
Figura 2.21 – Nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades em metais dúcteis.



Fonte: Adaptada pelo autor de ANDERSON, 2005.

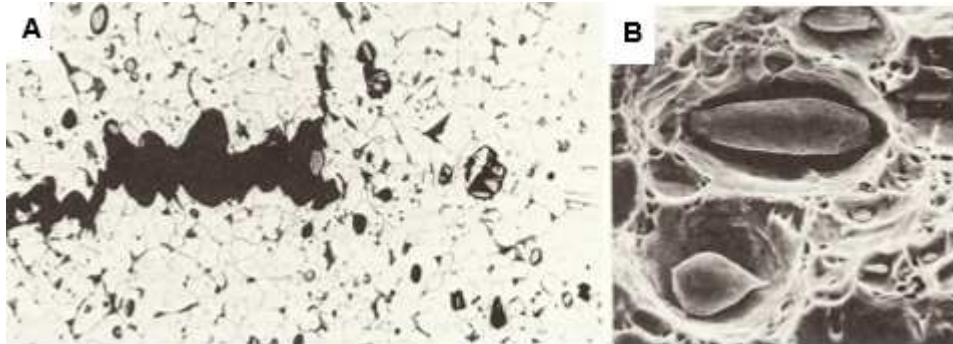
No caso do ensaio de CTOD, pode ser observado na Figura 2.22 o crescimento da trinca em um aço dúctil com elementos de segunda fase ou inclusões com pré-trinca (Figura 2.22 (a)), seguido de nucleação e crescimento de micro cavidades e vazios na ponta da trinca (Figura 2.22 (b)) e coalescimento de vazios na ponta da trinca (Figura 2.22 (c)). (ANDERSON, 2005). Na Figura 2.3 pode ser observada uma amostra de aço perlítico com inclusões, onde o crescimento de vazios ocorre no contorno das inclusões. As fraturas dúcteis apresentam microcavidades podendo estar contidos de inclusões nos mesmos Figura 2.23 (KNOTT, 1973).

Figura 2.22 – Crescimento de trinca dúctil com pré-trinca.



Fonte: Adaptada pelo autor de ANDERSON, 2005.

Figura 2.23 – Metalografia da seção de uma fratura em aço ferrítico - perlítico com crescimento de trinca no contorno de inclusões (a). Fractografia do crescimento de vazios no contorno de inclusões (b).



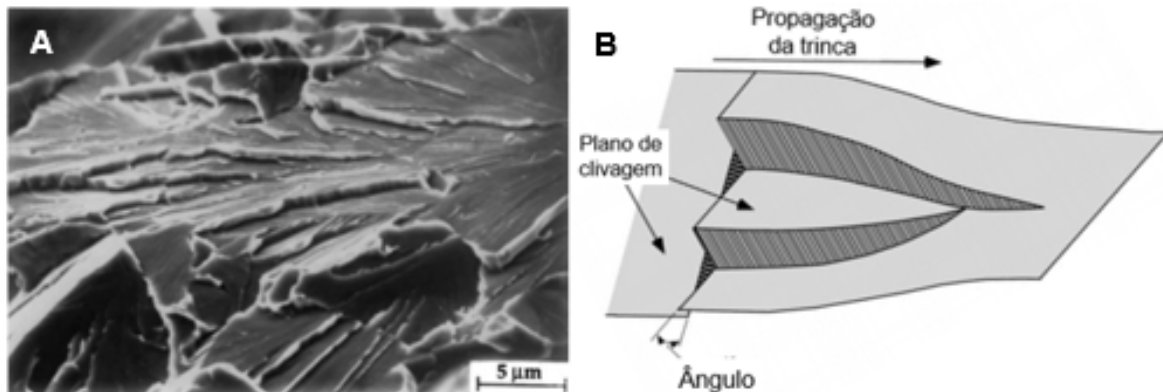
Fonte: Adaptada pelo autor de KNOTT, 1973.

A fratura por clivagem pode ser definida como uma trinca que percorre ao longo de um plano de uma partícula cristalográfica. São frágeis e podem ser precedidas por uma grande deformação plástica e deformação dúctil. Os planos preferenciais de clivagem são os de menor fator de empacotamento.

Os materiais com estruturas cúbicas de face centrada (CFC) não são tão suscetíveis a clivagem, pois existe um amplo sistema de escorregamento com comportamento dúctil, em todas as temperaturas. Diferente dos materiais CFC os materiais cúbicos de corpo centrado (CCC) são mais suscetíveis a clivagem a baixa temperatura, pois os planos de escorregamento tornam-se mais limitados. Nessas estruturas cristalinas CCC, a clivagem ocorre no plano $\{100\}$. Aços policristalinos hexagonal compactos (HPC), na qual tem apenas três sistemas de escorregamento por grão, também estão suscetíveis a falha por clivagem.

Na Figura 2.24 (A) pode ser observada a fractografia de uma fratura por clivagem. Na Figura 2.24 (B) pode ser observado os planos de clivagem formando linhas paralelas ao sentido de fratura. Esse exemplo apresenta a fratura passando por dois grãos com variação angular entre os mesmos. (ANDERSON, 2005).

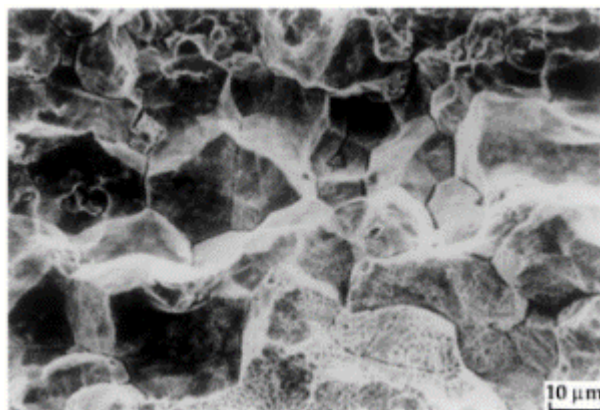
Figura 2.24 – Fractografia de uma fratura por clivagem (A) e desenho representativo do caminho da propagação de trinca entre dois grãos com variação angular (B).



Fonte: Adaptada pelo autor de ANDERSON, 2005.

O processo de fratura intergranular não pode ser definido por um único mecanismo de fratura. Diferentes situações podem promover esse mecanismo, tais como, a precipitação no contorno de grão de fases frágeis, o meio ambiente onde está exposta a amostra, corrosão intergranular, cavitação no contorno de grão e trincas térmicas, fragilização por hidrogênio, entre outros. Na Figura 2.25 está demonstrada a fractografia de uma fratura em um tanque de amônia (ANDERSON, 2005).

Figura 2.25 – Fratura intergranular em aços de tanque de amônia.

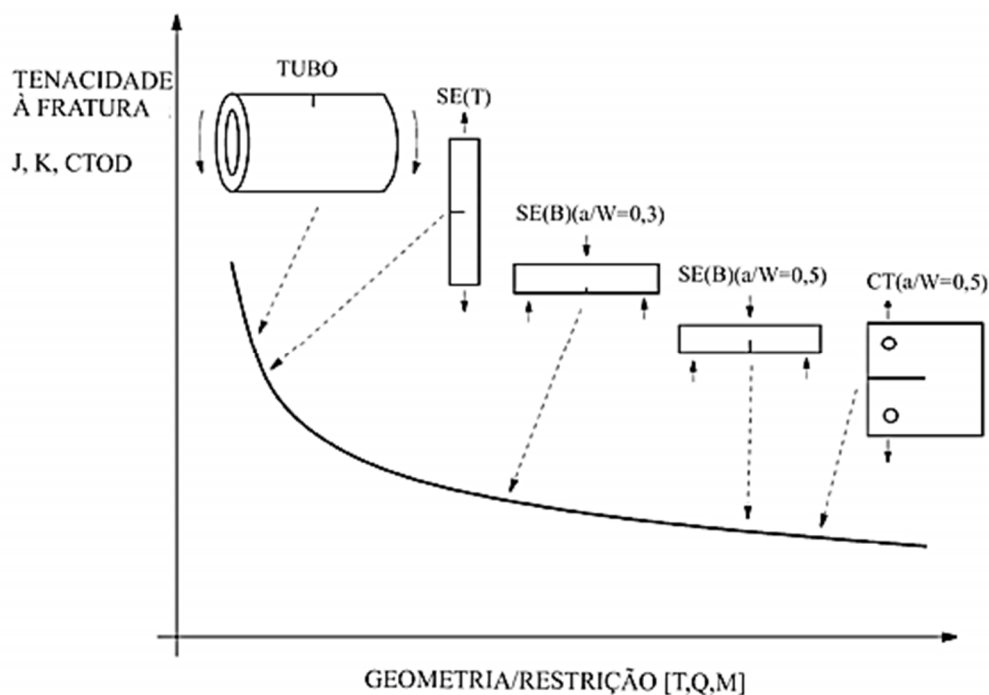


Fonte: ANDERSON, 2005

2.4.4 Efeito da geometria de corpos de prova nos resultados de CTOD

A escolha do corpo de prova, tamanho e geometria, deve ser realizada conforme a melhor representatividade da aplicação do material em campo. Dependendo do corpo de prova e a temperatura com a redução da área transversal de ensaio os efeitos da geometria podem inferir nos resultados negativamente. Esse efeito foi apresentado no trabalho de Chiesa (CHIESA, NYHUS, *et al.*, 2001), entre corpos de prova de CTOD e tubos com trinca circunferencial apresentaram resultados variados. Nesse caso foi possível estabelecer que corpos de prova SE(T) são mais adequados para a previsão do colapso plástico de tubos submetidos à flexão. Um esquema representativo comparando corpos de prova utilizados usualmente para avaliação de propriedades à fratura pode ser observado na Figura 2.26. (FRAINER, 2007; CHIESA, NYHUS, *et al.*, 2001).

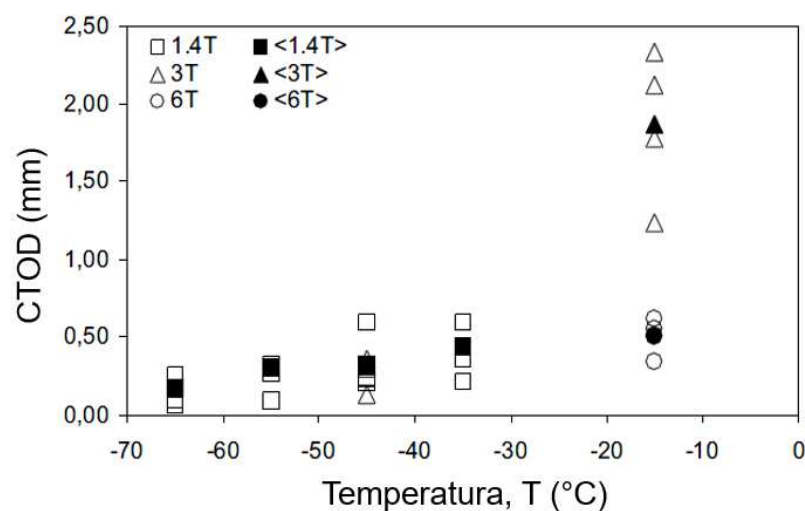
Figura 2.26 – Representação da correlação entre o restrição plástica e parâmetros de medida de tenacidade à fratura para vários corpos de prova



Fonte: CHIESA, NYHUS, *et al.*, 2001.

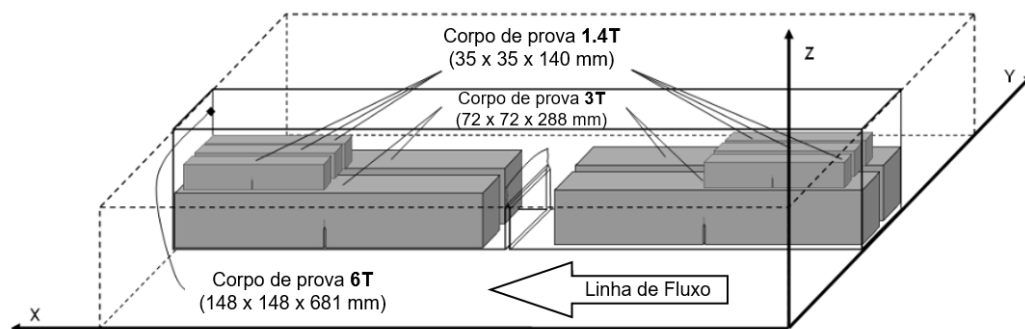
Outros estudos correlacionando o efeito do tamanho de corpos de prova com temperatura de ensaio demonstram que a variação de resultados de tenacidade a fratura com relação à área pode ser reduzida com ensaios em meios com temperaturas menores. Na Figura 2.27 pode ser observado o efeito da variação dos resultados de CTOD com ensaios realizados em temperaturas inferiores a -30°C comparados com os resultados a -15°C (PALOMBO, SANDON e DE MARCO, 2015). Os tamanhos dos corpos de prova podem ser observados na Figura 2.28, onde foram retirados de uma chapa com o mesmo posicionamento com relação a linha de laminação.

Figura 2.27 – Resultados de CTOD por Temperatura para diferentes corpos de prova



Fonte: Adaptado pelo autor de PALOMBO, SANDON e DE MARCO, 2015

Figura 2.28 – Posicionamento e dimensões dos corpos de prova analisados



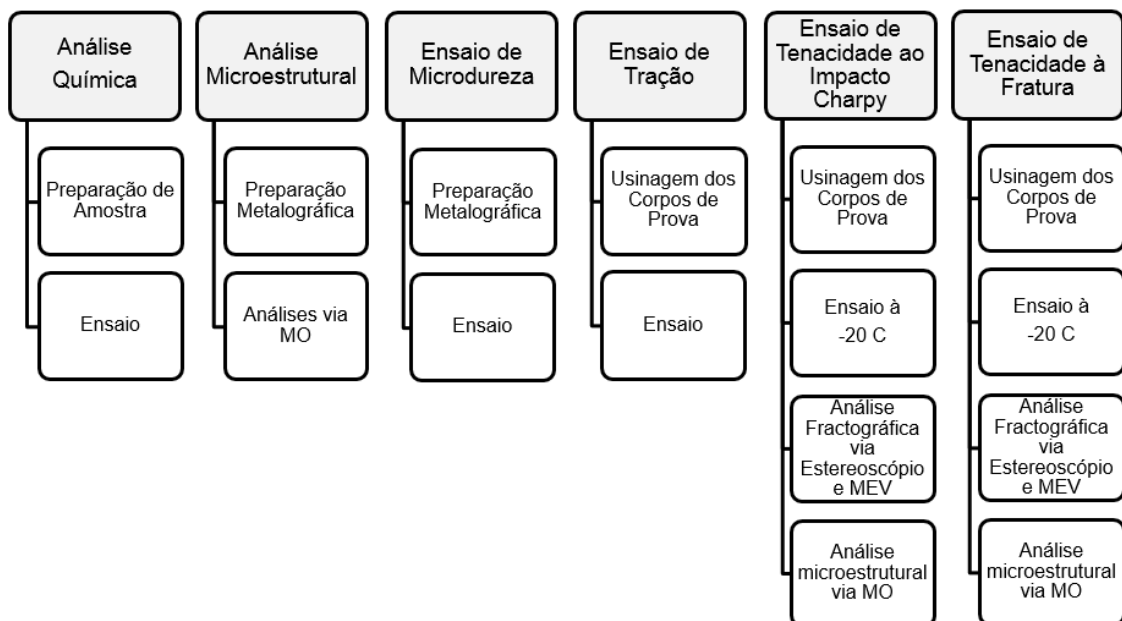
Fonte: Adaptado pelo autor de PALOMBO, SANDON e DE MARCO, 2015

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O objeto de estudo foi um elo de corrente de amarra de aço de aplicação naval na indústria do petróleo, retirado de uma amarra em operação. As análises realizadas para a caracterização foram: análise química, análises macroestruturais e microestruturais, perfil de microdureza, ensaio de tração, ensaio de tenacidade ao impacto Charpy e ensaio de tenacidade à fratura. Os resultados obtidos foram comparados entre a região do processo de centelhamento e material de base e relacionados com as propriedades indicadas nas recomendações técnicas IACS UR W22 (2016) e DNVGL OS E302 (2017).

Para melhor entendimento relativo a execução dos ensaios realizados abaixo (Figura 3.1) está demonstrado um fluxograma com a sequência de procedimentos executados para cada um dos testes.

Figura 3.1 – Fluxograma demonstrativo dos ensaios e procedimento adotados

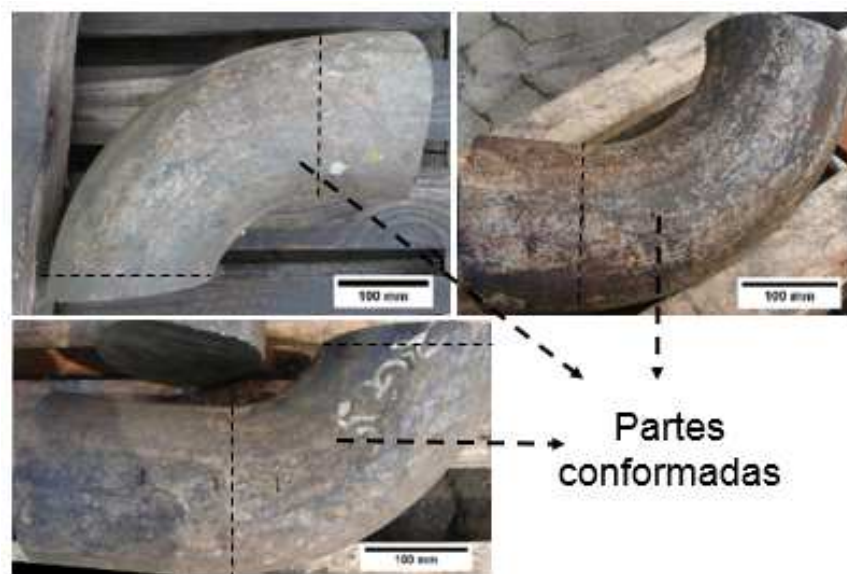


Fonte: Elaborada pelo autor

3.1 Materiais

A amostra em análise foi disponibilizada em segmentos de elos, conforme pode ser observado na Figura 3.2. Para a análise foram retiradas uma região de união por centelhamento e outra sem união distante das partes conformadas. Na Figura 3.3 pode ser observado o segmento de elo com a região de união. Os segmentos têm diâmetros entre 165 mm e 185 mm.

Figura 3.2 – Segmentos de elo de amarra



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 3.3 – Segmento unido por centelhamento



Fonte: Elaborada pelo autor

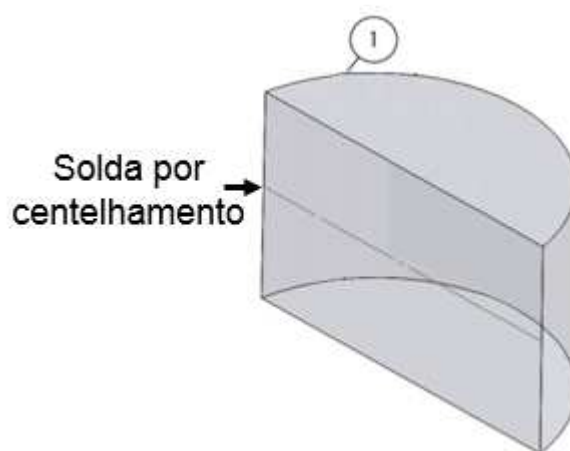
3.1.1 Identificação da Região de Solda

Para a extração dos corpos de provas da região de solda foi realizado um procedimento de localização da união por centelhamento na região da superfície do elo. Esse procedimento teve como base a análise macrográfica utilizando reagente químico Iodeto de Potássio para revelar a zona de solda.

O Iodeto de potássio tem formulação de 10 g de iodeto sublimado, 20 g de iodeto de potássio e 100 ml de água destilada ($I_2 + KI + H_2O$) e o ataque foi realizado por imersão a frio. A amostra foi preparada anteriormente com a retirada da oxidação e lixamento até uma profundidade de aproximadamente 3 mm da superfície para revelar a linha de união. O reagente foi aplicado intercalando com o lixamento de granulometria 400 e imersão química (CRC PRESS LLC, 1991).

Com o conhecimento da posição da zona junta soldada, o segmento de elo com a região de união foi seccionado longitudinalmente ao elo e transversalmente à zona de solda. As partes seccionadas foram usinadas, lixadas e atacadas para identificação da linha de soldagem. Essa medida foi adotada para preparar a amostra para a extração dos corpos de prova, sendo possível manter a linha de solda alinhada às dimensões dos corpos de prova (Figura 3.4).

Figura 3.4 – Representação esquemática da amostra unida por centelhamento seccionada (1)



Fonte: Elaborada pelo autor

3.2 Análise Química

A análise química foi realizada via espectrometria de emissão ótica em um equipamento Spectrolab em duas amostras de posições aleatórias e afastadas da região de solda. As medições foram realizadas paralelas às linhas de laminação em duas amostras aleatórias. Em cada amostra foram realizadas três medições.

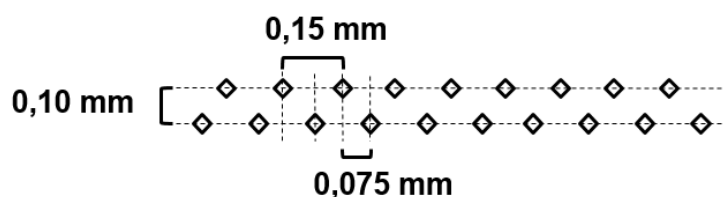
3.3 Análise Microestrutural

A análise microestrutural foi realizada na região de material de base e na junta soldada por centelhamento empregando procedimentos metalográficos conforme ASTM E407 (ASTM E407, 2007). Os corpos de provas foram lixados com lixas d'água com granulometria sequencial, polidos e atacados quimicamente com reagente Nital 2 %. As observações e análises foram realizadas por microscopia óptica e por microscopia eletrônica de varredura. As análises na qual foram realizadas comparações e medições foram realizadas com o auxílio do software de análise de imagem, ImageJ.

3.4 Ensaio de Microdureza

As medições de microdureza foram realizadas usando endentações Vickers de 0,5 Kgf de carregamento. Como procedimento adotado, foram realizados dois perfis paralelos distanciados 0,1 mm com endentações defasadas 0,075 mm entre ambos. Cada perfil foi realizado com endentações a cada 0,15 mm (Figura 3.5) (KIM, SO e KANG, 2009).

Figura 3.5 – Posições de endentações de microdureza

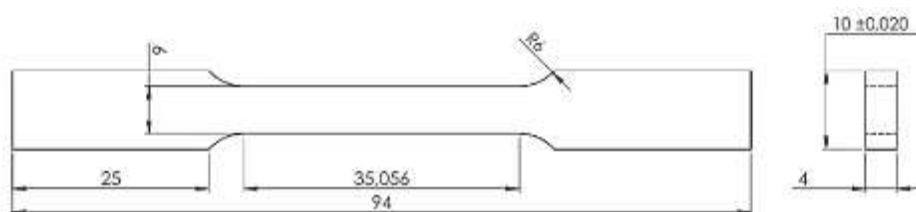


Fonte: Elaborada pelo autor

3.5 Ensaio de Tração

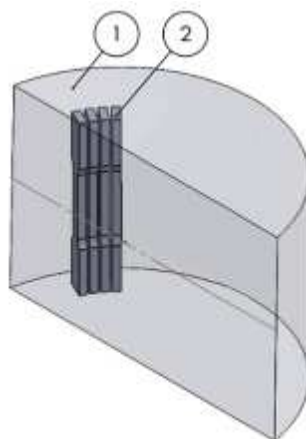
Foram realizados ensaios de tração em 7 corpos de prova, sendo 3 extraídos do material de base e 4 da junta soldada. As dimensões dos corpos de prova podem ser observadas na Figura 3.6 e foram baseadas na recomendação técnica ASTM E8/E8M (ASTM E8/E8M, 2016). Essa norma foi utilizada devido a restrição de material para análise. Conforme a IACS W22 a geometria da seção do corpo de prova deve ser circular com área de ensaio de 20 ou 18 mm de diâmetro. Na Figura 3.7 está demonstrada a posição de extração dos corpos de prova obtidos na região de solda. O alongamento do material foi medido com extensômetro de 25 mm de abertura.

Figura 3.6 – Corpo de prova de tração



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 3.7 – Representação esquemática da amostra unida por centelhamento seccionada (1), disposição dos corpos de prova de tração (2)

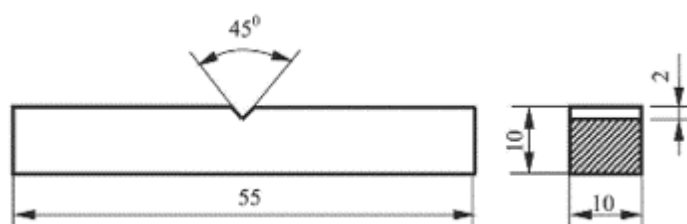


Fonte: Elaborada pelo autor

3.6 Ensaio de Impacto Charpy

Os ensaios de tenacidade ao impacto Charpy foram realizados no material de base e na junta soldada. Os corpos de prova foram confeccionados conforme a recomendação ASTM E23 com dimensões conforme a Figura 3.8 (ASTM E23, 2016). Os ensaios foram executados em um equipamento da marca Instron modelo SI 1D3 na temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Figura 3.8 – Corpo de prova Charpy

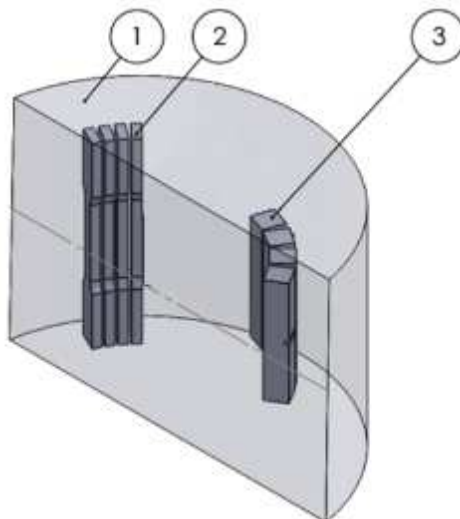


Fonte: ASTM E23, 2016

Os corpos de prova de Charpy foram confeccionados: 3 corpos de prova no material de base, 4 corpos de prova com o entalhe posicionado na zona de solda e 4 com o entalhe em posições próximas da zona de solda. A preparação dos corpos de prova foi realizada com a extração de prismas com 10 x 10 mm de seção e comprimento superior ao tamanho especificado. Os prismas foram preparados com procedimentos macrográficos, possibilitando identificar as regiões de análise para definição do local do entalhe. Após essa identificação, o entalhe foi usinado por eletroerosão, bem como o comprimento final de 55 mm.

Nas amostras produzidas com o entalhe usinado fora da linha de solda foram produzidos por eletro erosão e medidas as distâncias por análises de imagens com o objetivo de ter um melhor conhecimento da distância da posição do entalhe com relação à linha solda. Para a realização dessas medições foi utilizado o software de análise de imagens, ImageJ. As amostras foram posicionadas conforme pode ser observado na Figura 3.9 (3).

Figura 3.9 – Representação esquemática da amostra unida por centelhamento seccionada (1), disposição dos corpos de prova de tração (2) e tenacidade ao impacto Charpy (3)



Fonte: Elaborada pelo autor

3.6.1 Análise da Fratura

Após os ensaios, os corpos de prova com as zonas de solda tiveram suas superfícies de fratura analisadas via estereoscópio e microscopia eletrônica de varredura (MEV) para investigação do mecanismo de fratura. Também foram realizadas análises por espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS).

Para melhor entendimento da propagação da fratura dos corpos de prova durante o ensaio, foi realizada a avaliação do caminho de propagação com relação à microestrutura presente. Para tanto, após as análises fractográficas, os corpos de prova foram seccionados transversalmente ao entalhe na metade da espessura do mesmo. As amostras foram preparadas para análise por microscopia óptica observando o caminho de propagação da fratura e a linha de solda.

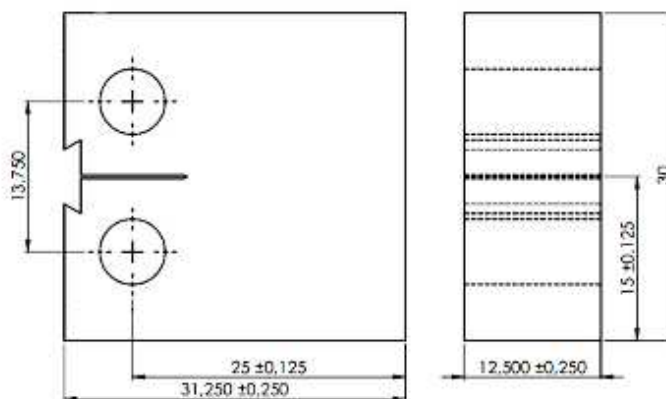
3.7 Ensaio de Tenacidade à Fratura CTOD

Para a análise de tenacidade à fratura CTOD no material de base e na junta soldada foram utilizadas as recomendações técnicas BS 7448 parte 1 (BS 7448-1, 1991) e BS EN ISO 15653 (BS EN ISO 15653, 2010) conforme recomendações técnicas da IACS W22 (IACS UR W22, 2016).

Foram retirados 3 corpos de prova do material de base e 6 do material contendo a união por centelhamento com dimensões representadas na Figura 3.10. Nas juntas soldadas esses corpos de prova foram extraídos retirando prismas com comprimento maior que o tamanho do corpo de prova. Após a retirada do prisma as amostras foram polidas e a linha de união foi revelada com ataque químico. Com a revelação da linha de união foi possível usinar o entalhe e as dimensões simétricas a linha de solda. Para se obter um processo de usinagem com precisão foi utilizado o processo de eletroerosão a fio. Na Figura 3.11 pode ser observada a posição dos corpos de prova de CTOD com relação aos demais.

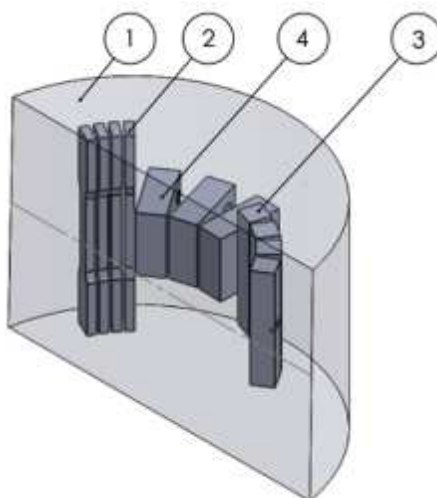
Conforme a recomendação técnica aplicada à qualificação de elos de correntes, os ensaios de CTOD devem ser realizados com corpos de prova com dimensões de 80 x 40 mm de seção transversal e modelo do tipo dobramento. Além disso, cada corpo de prova da junta soldada deve ser extraído de um elo diferente (IACS UR W22, 2016). Devido à disponibilidade limitada de material de elo, nesse trabalho foram produzidos corpos de prova de menores dimensões. O tamanho do corpo de prova foi selecionado como forma de extrair um número maior de amostras tanto para estes ensaios como para os demais testes, oriundos da mesma junta. Com maior quantidade de corpos de prova de CTOD é possível ter um conhecimento maior sobre o mecanismo de fratura com relação à posição da fratura resultante do ensaio.

Figura 3.10 – Corpo de Prova de CTOD do tipo C (t) W25, 2:1



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 3.11 – Amostra unida por centelhamento seccionada (1), disposição dos corpos de prova de tração (2), tenacidade ao impacto Charpy (3) e tenacidade à fratura CTOD (4)



Fonte: Elaborada pelo autor

Para a realização dos ensaios foi utilizado uma máquina servo-hidráulica e extensômetro do tipo *clip-on gage* para medição da fratura. Os ensaios foram realizados a temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ dentro de um equipamento de refrigeração para manter a amostra em ambiente com temperatura negativa (Figura 3.12).

Figura 3.12 – Equipamentos para ensaio de CTOD à baixa temperatura



Fonte: O autor

A pré-trinca foi realizada através da aplicação de carregamentos cíclicos no corpo de prova, com ΔK de $15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, razão de carga (R) de 0,1 e frequência de 10 Hz. Essa abertura foi assistida pelo extensômetro de fratura que monitora o crescimento da trinca de maneira que a relação a/W seja de 0,5.

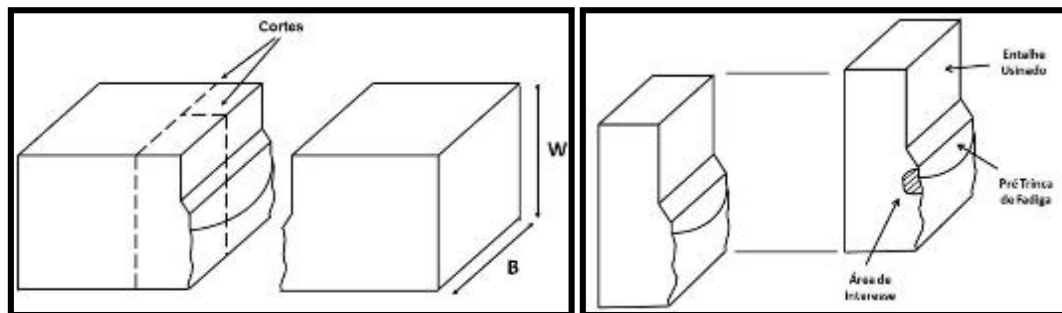
3.7.1 Análise da Fratura

Após os ensaios, foram medidos os comprimentos de trincas das amostras fraturadas via estereoscópio. Também foram realizadas análises com microscópio eletrônico de varredura (MEV) para conhecer o mecanismo de fratura das amostras e análises por espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS).

Para melhor entendimento da propagação da fratura dos corpos de prova durante o ensaio, foi realizada uma avaliação do caminho de propagação com relação à microestrutura presente. Para tanto, após as análises fractográficas, os corpos de prova foram seccionados transversalmente ao entalhe na metade da espessura para preparação metalográfica e análise por microscopia óptica.

Esso procedimento possibilitou observar as regiões que compõem os estágios da preparação dos corpos de prova: entalhe realizado via usinagem de precisão, pré-trinca de fadiga e o início do ensaio de tenacidade (Figura 3.13). Esse procedimento foi realizado em conformidade com as recomendações técnicas da BS EN ISO 15653 (BS EN ISO 15653, 2010).

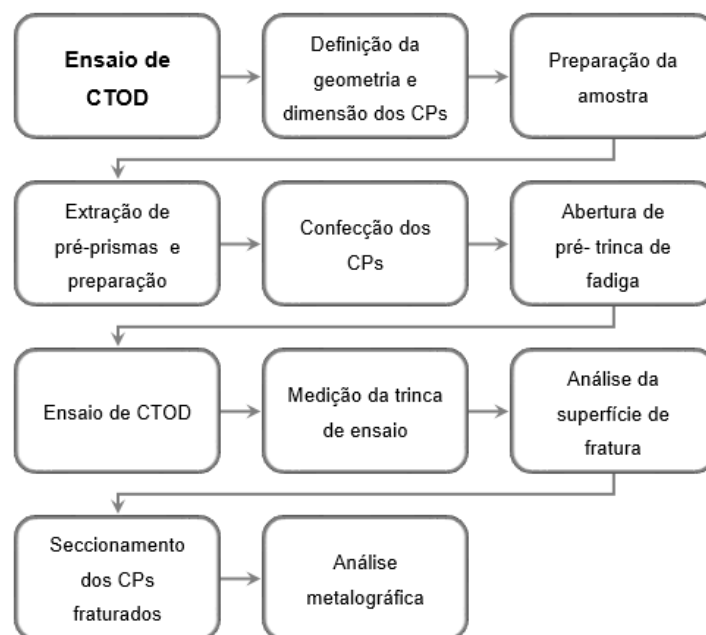
Figura 3.13 – Análise da microestrutura na região de ensaio



Fonte: Adaptado pelo autor de BS EN ISO 15653, 2010.

Na Figura 3.14 pode ser observado um resumo com as principais etapas de execução para o ensaio de CTOD. Iniciando pelo tamanho e formato do corpo de prova, restrito à quantidade de material para retirada de corpo de prova, e finalizando com análise metalográfica da junta soldada.

Figura 3.14 – Fluxograma de ensaio de CTOD.



Fonte: Elaborada pelo autor

4. RESULTADOS

4.1 Análise Química

Os resultados de análise química apresentaram valores de V (0,058 %) superiores aos valores de Nb (0,005%) e Ti (0,001%), indicando que as barras foram acalmadas com a combinação de V e Al (0,018%). O índice de Mo apresentou-se acima do mínimo exigido de 0,2% para amarras de grau R4S e R5 conforme IACS UR W22. Os resultados obtidos na análise química podem ser observados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Composição Química (% em massa)

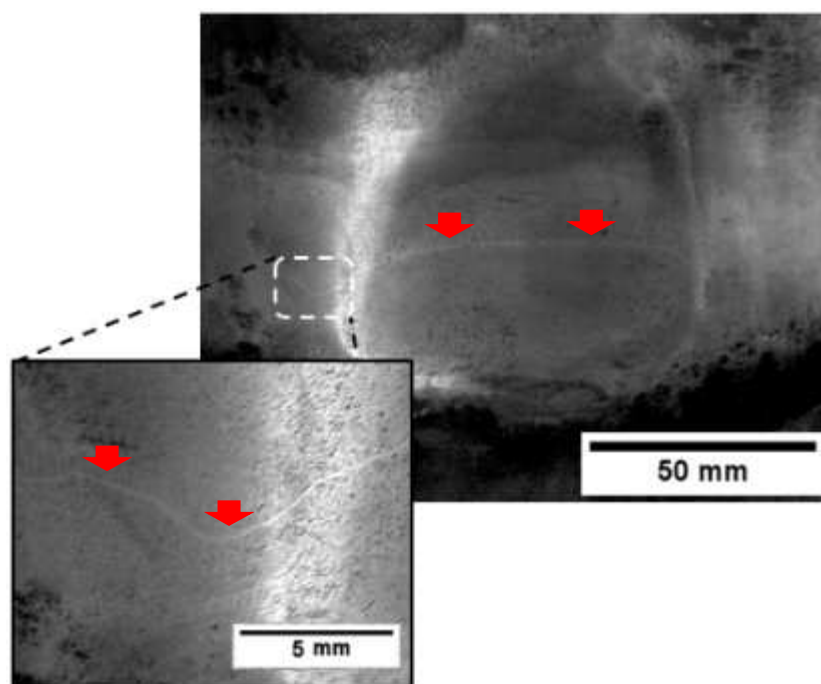
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe
0,225	0,242	1,280	0,010	0,0012	1,560	0,492	
Ni	Al	Co	Cu	Nb	Ti	V	94,60
1,265	0,018	0,014	0,221	0,005	0,001	0,058	

Fonte: Elaborada pelo autor

4.1.1 Identificação da Região de Solda

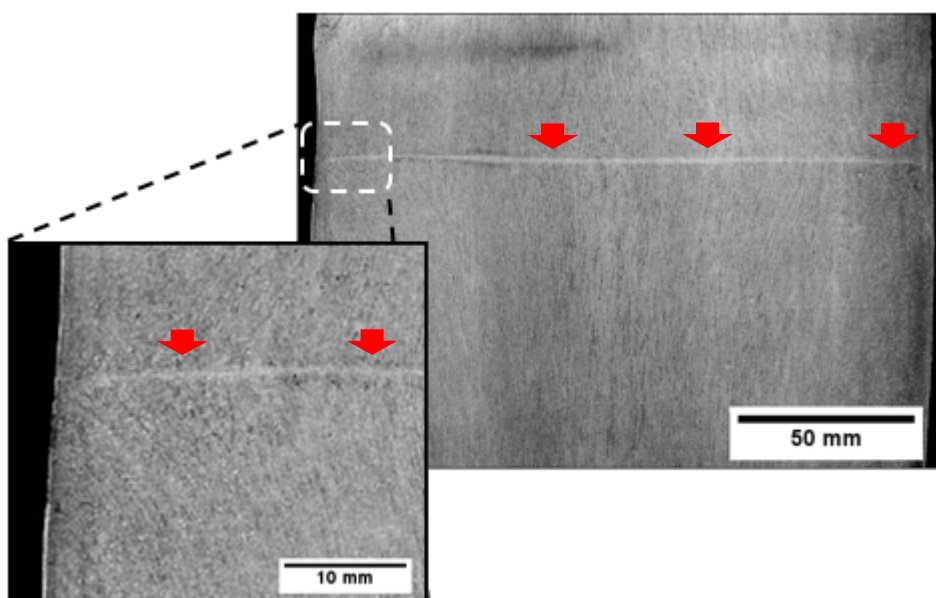
A macrografia na região externa do segmento unido por centelhamento apresentou uma deformação da zona de solda próximo a superfície da amostra. Com o aprofundamento do lixamento foi observado que a linha de solda teve uma pequena deformação (Figura 4.1). Esse efeito foi verificado com as análises de macrografia na secção interna do segmento (Figura 4.2). Esse efeito é proveniente das forças de forjamento e do processo de extração de rebarba.

Figura 4.1 – Linha de solda por centelhamento na região externa, indicada nas setas a linha de solda. Reagente Iodeto Sublimado



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.2 – Macrografia interna da amarra da região de solda, indicada nas setas a linha de solda. Reagente Nital 5%

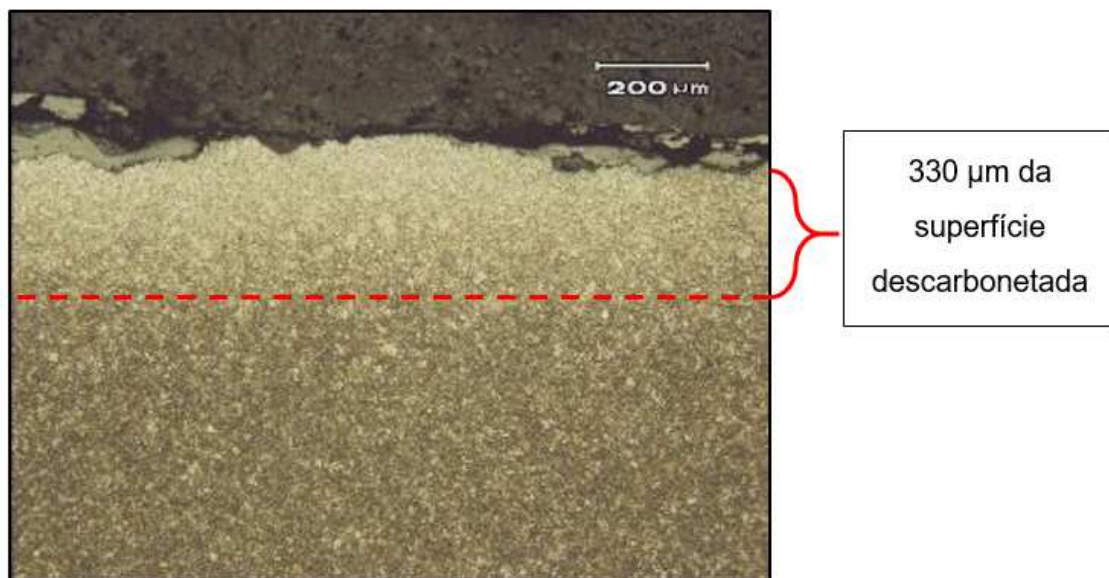


Fonte: Elaborada pelo autor

4.2 Análise Microestrutural

A análise microestrutural apresentou camada descarbonetada superficial de aproximadamente 200 μm de profundidade (Figura 4.3). A microestrutura da amostra é predominante de martensita revenida (Figura 4.4). A zona de solda revelou uma região de aparência clara com formação de bainita e martensita revenida (Figura 4.5 e Figura 4.6). Essa zona tem aproximadamente 330 μm de largura e a aparência clara é resultante do processo de soldagem por centelhamento.

Figura 4.3 – Micrografia em M.O. da região descarbonetada, medidas por análise de imagem software ImageJ. Reagente Nital 2%



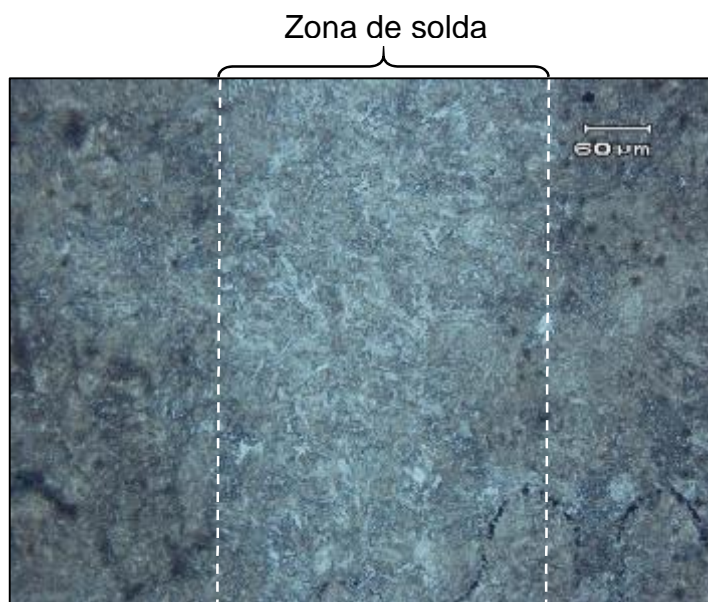
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.4 – Micrografia em M.O. da amostra com estrutura predominante martensítica revenida. Reagente Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.5 – Micrografia em M.O. da região da zona de solda com aproximadamente 330 μm de espessura, medição por análises de imagem software ImageJ. Reagente Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

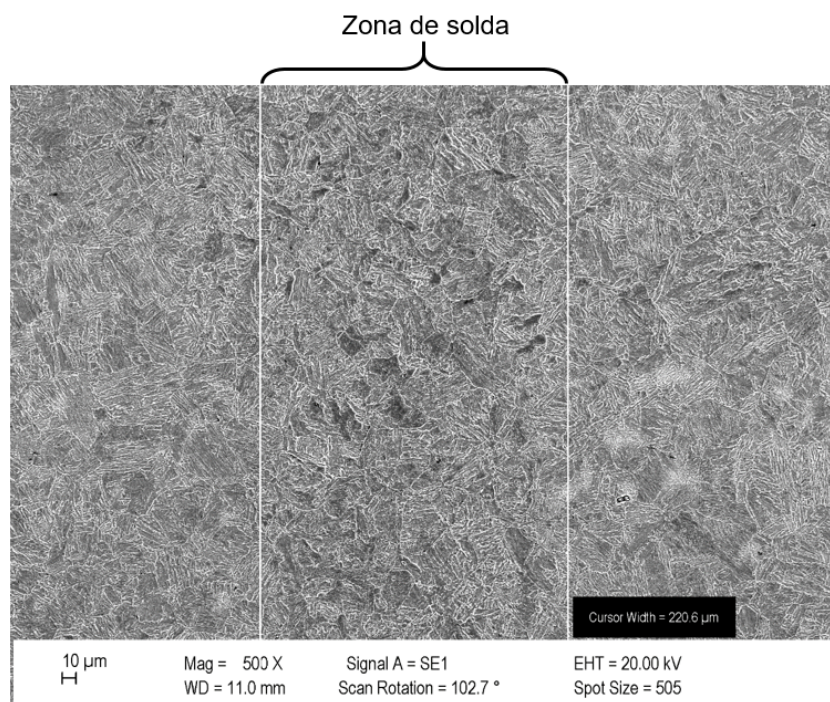
Figura 4.6 – Micrografia em M.O. da região da zona de solda com estrutura martensítica. Reagente Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

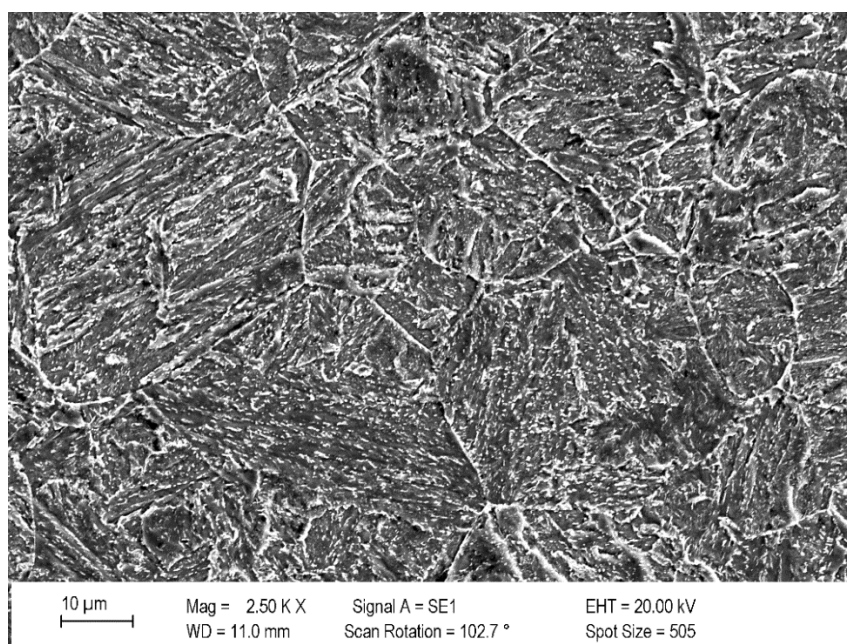
Os resultados de análise por microscopia eletrônica de varredura apresentaram uma área com refino de grão com aproximadamente 0,220 mm de espessura, conforme Figura 4.7. No maior aumento pode ser observado a zona de solda com grãos de tamanhos variados (Figura 4.8). Tangenciando essa região tem-se uma região com grãos de tamanho maiores caracterizando como uma das zonas afetadas pelo calor. Fora dessas regiões, no material de base, os tamanhos de grão observados apresentaram maior variação de tamanho de grão. Esses grão são maiores que a zona de solda e com maior variação de tamanho que a zona afetada pelo calor Figura 4.9.

Figura 4.7 – Micrografia em MEV da zona de solda com 0,220 mm de espessura.
Reagente Nital 2%



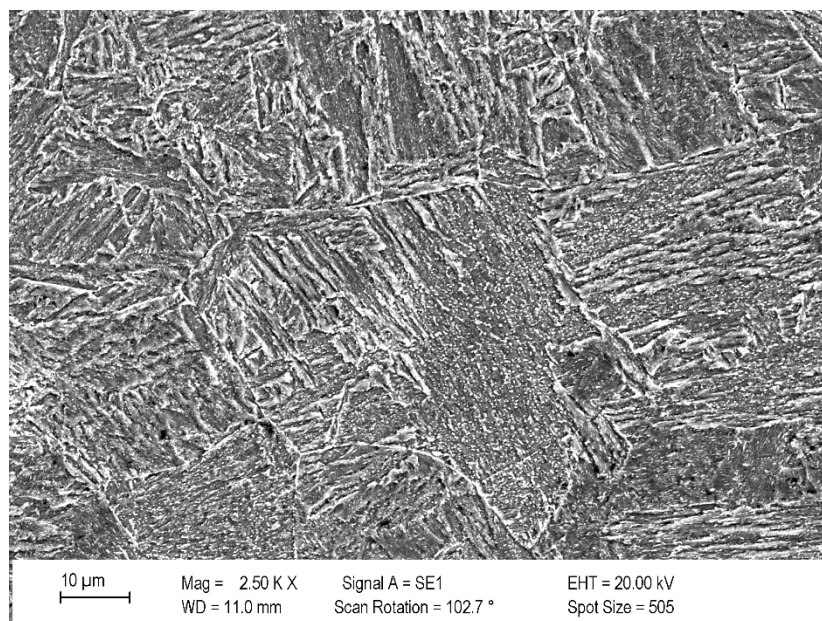
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.8 – Micrografia em MEV da zona de solda com maior aumento, 2500x.
Reagente Nital 2%



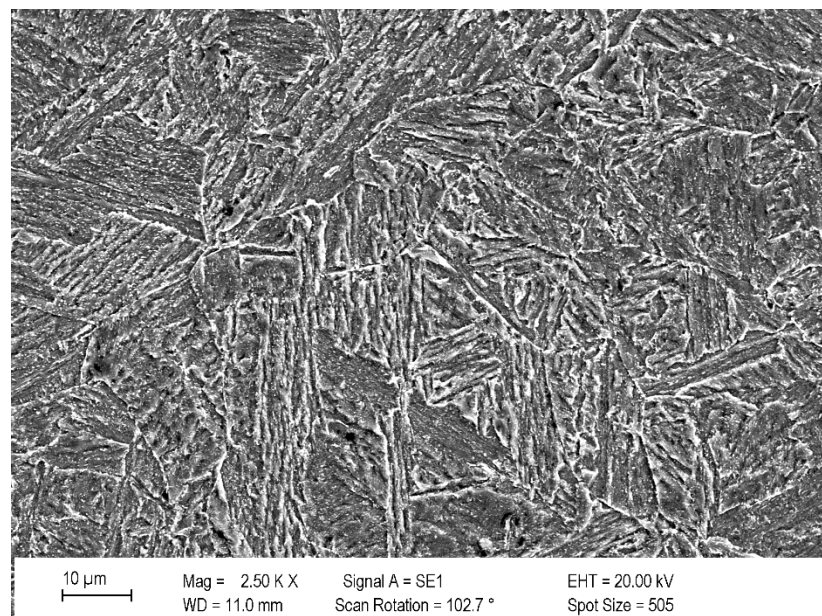
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.9 – Micrografia em MEV da região da Zona Afetada pelo Calor no detalhe com maior aumento, 2500x. Reagente Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.10 – Micrografia em MEV da região do material de base com maior aumento, 2500X. Reagente Nital 2%



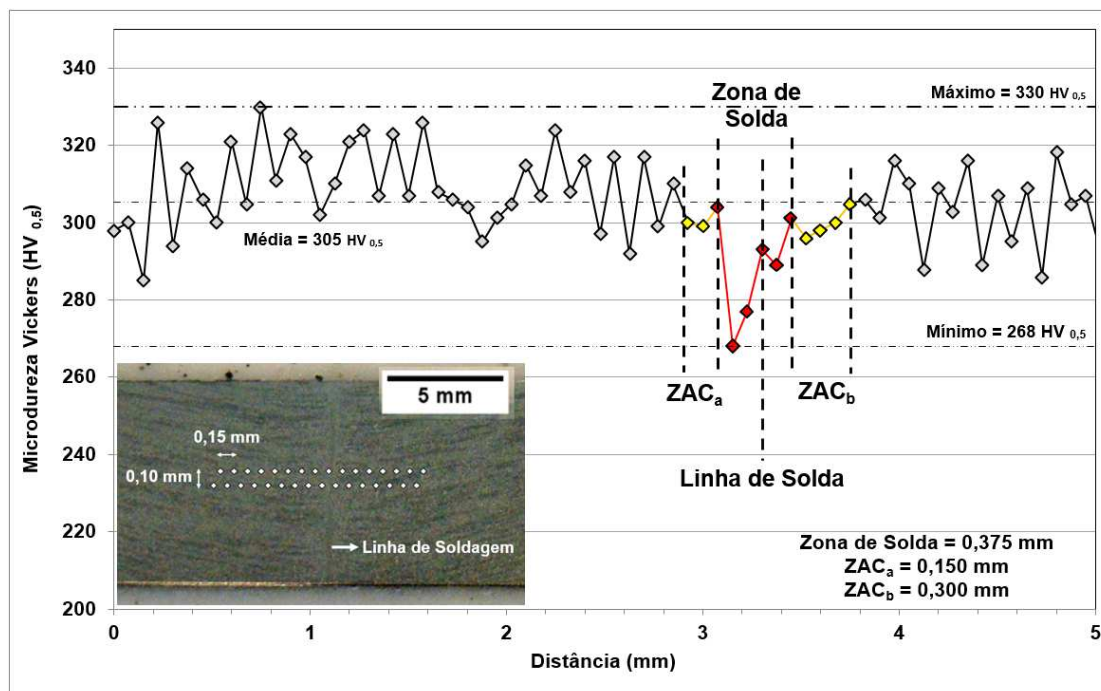
Fonte: Elaborada pelo autor

4.3 Ensaio de Microdureza

O perfil de microdureza realizado ao longo da amostra indicou dureza máxima de 330 HV_{0,5} e dureza mínima de 285 HV_{0,5} no material de base e uma redução de dureza na região correspondente na zona de solda (Figura 4.11). Nessa zona foram identificados dois picos de dureza com 303 HV_{0,5} e 301 HV_{0,5}, formando um intervalo com uma distribuição de durezas mais baixas. Esses dois pontos de dureza delimitam aproximadamente uma zona de solda com uma largura aproximadamente de 0,375 mm. Dentro da zona de solda pode ser identificada a linha de solda que apresenta uma elevação de dureza.

Adjacente à zona de solda o perfil de microdureza apresentou uma suavização de dureza, onde foi possível identificar a zona afetada pelo calor (ZAC). Essas zonas apresentaram larguras aproximadas de 0,150 e 0,300 mm. A largura total aproximada do efeito da soldagem por centelhamento medido foi de 0,825 mm. Comparando os valores dos resultados de dureza com as recomendações técnicas foi verificado que todos os pontos medidos estão abaixo do máximo recomendado para amarras de grau R4S (346 HV) e R5 (357 HV) (IACS UR W22, 2016).

Figura 4.11 – Perfil de microdureza e macrografia com ataque químico Nital 2%



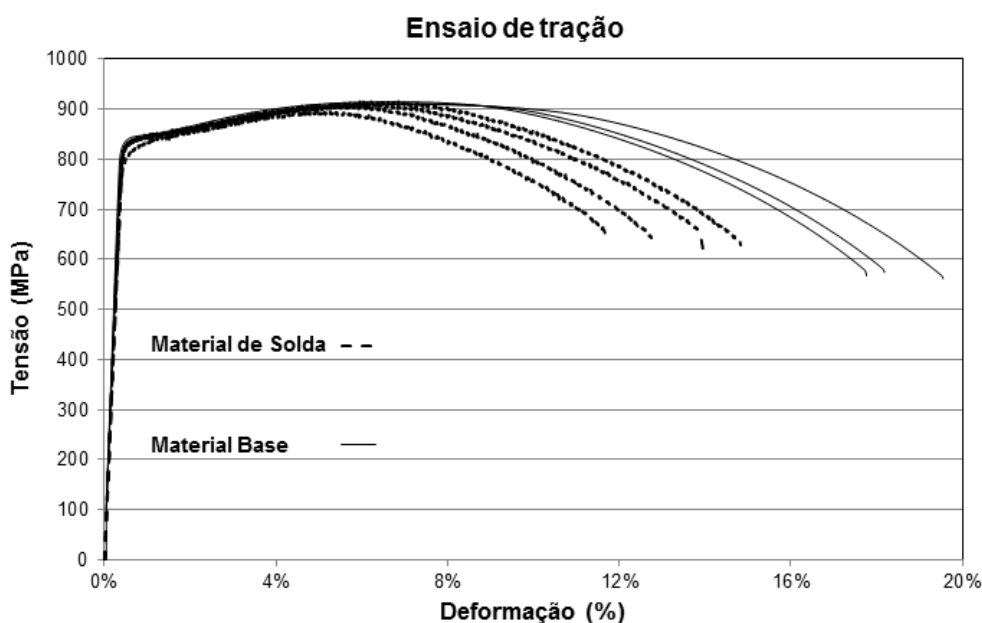
Fonte: Elaborada pelo autor

4.4 Ensaio de Tração

Os resultados obtidos nos ensaios de tração do material de base apresentaram tensão de escoamento média de 836 MPa, tensão média máxima de 910 MPa e 18% de alongamento médio. As amostras contendo a zona de solda apresentaram resultados médios de tensão de escoamento de 829 MPa e tensão média máxima de 908 MPa e 13,5% de alongamento médio. Na Figura 4.12 está demonstrado o gráfico de tensão por deformação e na Tabela 2.2 os valores medidos.

Os resultados de tração do material de base e material unido por centelhamento apresentaram pouca variação de tensão de escoamento e tensão máxima. A maior variação foi observada nos resultados de alongamento, onde as amostras contidas com a união por centelhamento resultaram em alongamento médio de 13,5% e as amostras com material de base resultaram numa média de 18%. A média da razão entre a tensão de escoamento e tensão máxima foi de 0,92% para o material de base e 0,91% para as amostras com a união por centelhamento. Os corpos de prova providos da união por centelhamento romperam próximos a zona de solda.

Figura 4.12 – Resultados dos ensaios de tração do material de base e material com a solda centelhamento



Fonte: Elaborada pelo autor

Os resultados de tração do material de base e da junta soldada apresentaram tensão de escoamento, razão entre a tensão de escoamento e a tensão máxima e o alongamento conforme recomendado para uma amarra de grau R5. Entretanto os resultados de tensão máxima apresentaram valores acima de 860 MPa, limite mínimo de tensão máxima de amarras de grau R4 (Tabela 2.2).

Tabela 4.2 – Resultados dos ensaios de tração.

Corpo de Prova de Tração	Tensão de Escoamento T.E. (MPa)	Tensão Máxima T. M. (MPa)	Alongamento (%)	Razão (T.E./T.M.)
MB1	836	911	18	0,92
MB2	835	908	17	0,92
MB3	837	910	19	0,92
Média MB	836	910	18	0,92
MS1	832	906	13	0,92
MS2	833	911	14	0,91
MS3	814	897	12	0,91
MS4	836	917	15	0,91
Média MS	829	908	13,5	0,91
Classificação	Mínimo	Mínimo	Mínimo	Máximo
<i>R4</i>	<i>580</i>	<i>860</i>	<i>12</i>	<i>0,92</i>
<i>R4S</i>	<i>700</i>	<i>960</i>	<i>12</i>	<i>0,92</i>
<i>R5</i>	<i>760</i>	<i>1000</i>	<i>12</i>	<i>0,92</i>

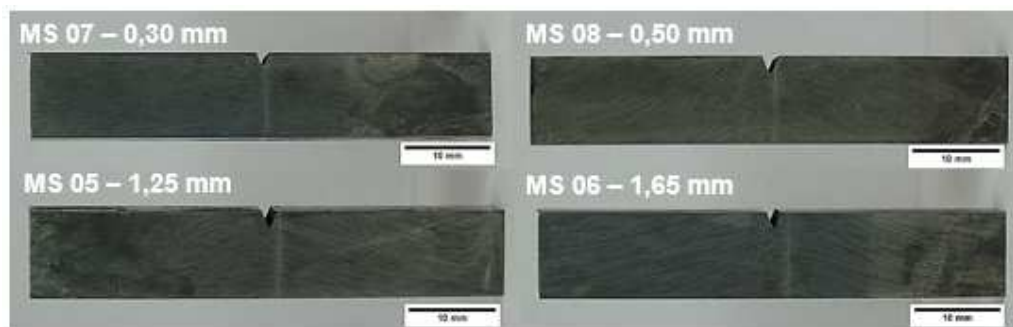
Fonte: Elaborada e adaptada pelo autor de IACS UR W22, 2016.

4.5 Ensaio de Tenacidade ao Impacto Charpy

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy realizados no material de base apresentaram o máximo de energia absorvida de 138 J e mínimo de 94 J, com média de 121 J. Os ensaios realizados nos cps com entalhe na zona de solda (amostras MS01, MS02, MS03 e MS04) apresentaram média de 73 J, com máximo de 88 J e mínimo de 64 J. Nas amostras MS07, MS08, MS05 e MS06, confeccionadas com entalhes posicionados à 0,30 mm, 0,50 mm, 1,25 mm e 1,65 mm da linha de solda, foi observado que o menor valor de tenacidade ao impacto foi na amostra mais próxima a linha de solda MS07 (Figura 4.13). A amostra MS07 resultou em 42 J de absorção de energia a fratura. As demais

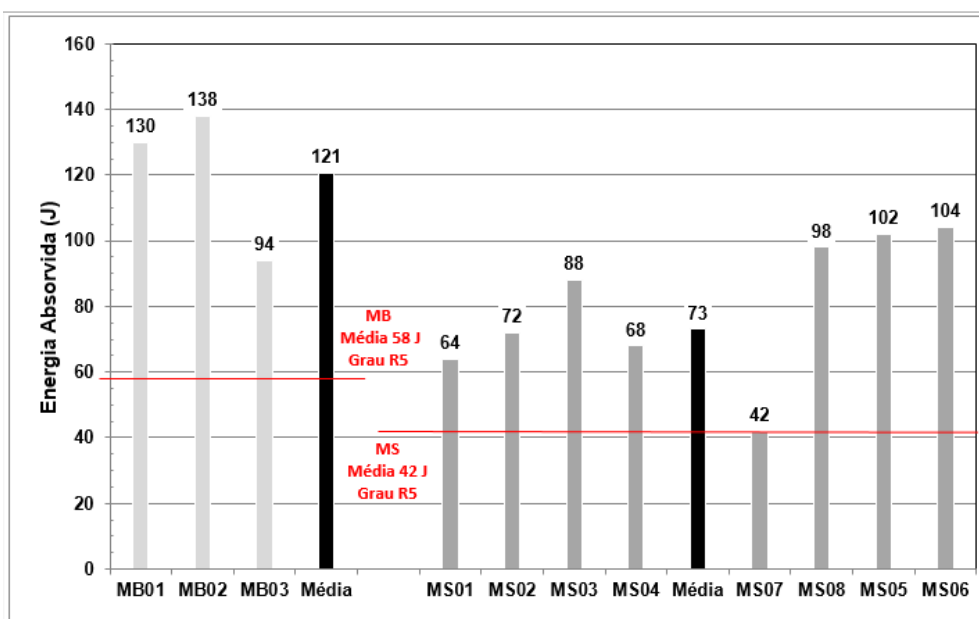
amostras MS08, MS05 e MS06 tiveram resultados de 98 J, 102 J e 104 J, respectivamente. Na Figura 4.14 estão demonstrados os resultados obtidos nos ensaios realizados com entalhe localizado no material de base, na zona de solda e em regiões próximas à mesma. Também estão demonstradas as médias dos ensaios no material de base e a média dos resultados do material na zona de solda. As linhas horizontais representam a média mínima admissível para o material de base e material da zona de solda para uma amarra de grau R5.

Figura 4.13 – Amostras MS07, MS08, MS05 e MS06 com entalhe posicionado respectivamente à 0,30 mm, 0,50 mm, 1,25 mm e 1,65 mm da linha de solda. Ataque Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.14 – Resultados de tenacidade ao impacto Charpy de material de base (MB) e material de solda (MS)



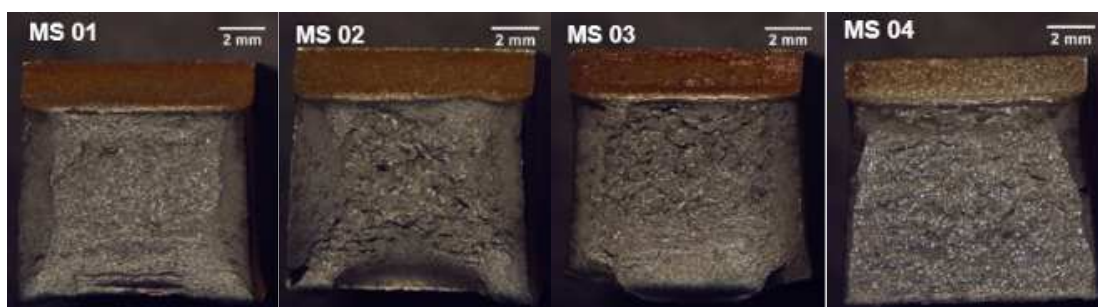
Fonte: Elaborada pelo autor

Todas as amostras tiveram resultados acima dos valores médios recomendados pela norma técnica para um aço de grau R5, tanto para o material de solda quanto para o material de base. Conforme as mesmas recomendações, a média mínima para o material de base é de 58 J e para o material com entalhe na zona de solda a média mínima recomendada é de 42 J (IACS UR W22, 2016).

4.5.1 Análise de Fratura Via Estereoscópio

As superfícies de fratura das amostras ensaiadas com o entalhe sobre a linha de solda podem ser observadas na Figura 4.15. A amostra MS04 apresentou uma superfície de fratura com características predominante frágil e as demais apresentaram características dúcteis.

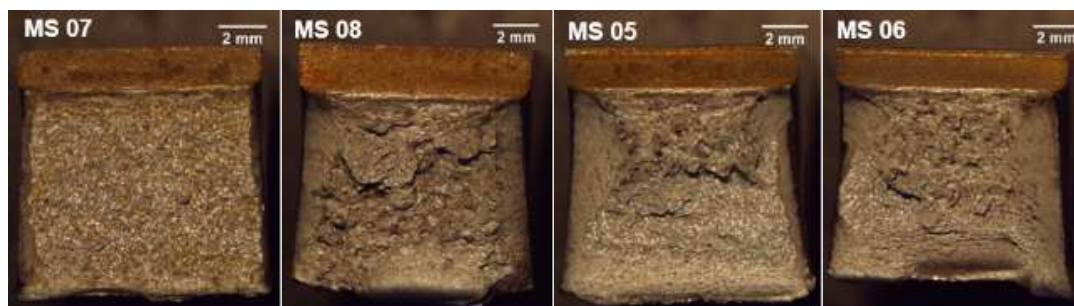
Figura 4.15 – Amostra da superfície de fratura das amostras com o entalhe sobre a zona de solda



Fonte: Elaborada pelo autor

As amostras produzidas com o entalhe em posições fora da zona de solda resultaram em superfície com característica dúctil nas amostras MS08, MS05 e MS06. Essas amostras foram confeccionadas com o entalhe à 0,50, 1,25 e 1,65 de distância da linha de solda. A amostra MS07, com entalhe à 0,30 mm, resultou numa superfície de fratura com aparência de propagação predominante frágil. As superfícies de fratura estão demonstradas na Figura 4.16.

Figura 4.16 – Superfícies de fratura das amostras com entalhe próximo da zona de solda.



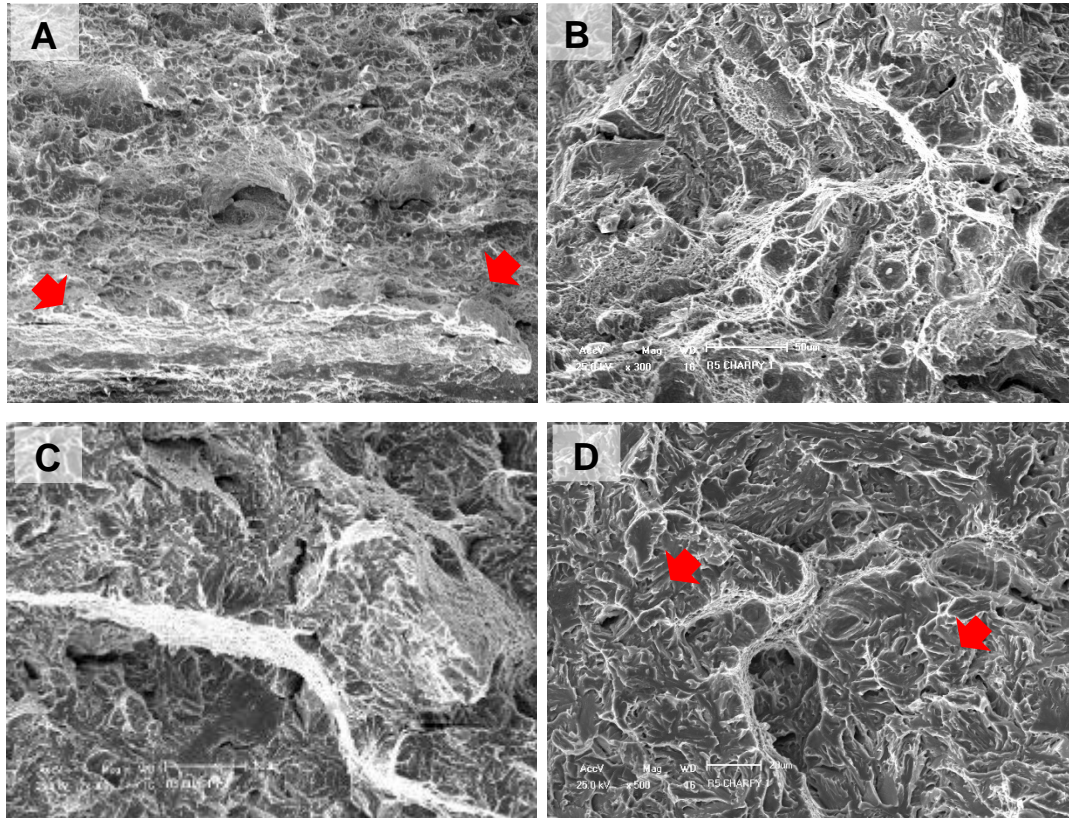
Fonte: Elaborada pelo autor

4.5.2 Análise de Fratura Via Microscopia de Varredura

As superfícies de fratura das amostras obtidas a partir do material de solda apresentaram característica dúctil com coalescência de microcavidades (Figura 4.17 à Figura 4.24). Em todas as amostras foram observadas regiões esparsas compostas por clivagem, entretanto, as amostras MS01, MS04 e MS07 apresentaram maior incidência dessas regiões. Essas regiões podem ser observadas na Figura 4.17, Figura 4.20 e Figura 4.21. Também foram observadas inclusões de tamanho inferior à 20 μm com formatos arredondados e irregulares. Tais inclusões estavam situadas no centro das microcavidades, indicando que as mesmas foram responsáveis pela nucleação das fraturas. As análises de EDS indicaram presença de alumínio na maioria das inclusões.

Na Figura 4.17 podem ser observadas as fractografias da fratura na amostra MS01. Na imagem (A) tem-se a superfície de fratura abaixo do entalhe mecânico, onde resultou numa protuberância de material seguido de uma superfície predominantemente dúctil com microcavidades. Em outras regiões foram observadas superfícies de fraturas mistas por microcavidades e clivagem, como podem ser observadas em (B) e (C). Em menor proporção, foi observado fratura predominantemente frágil com superfície de fratura por clivagem (D).

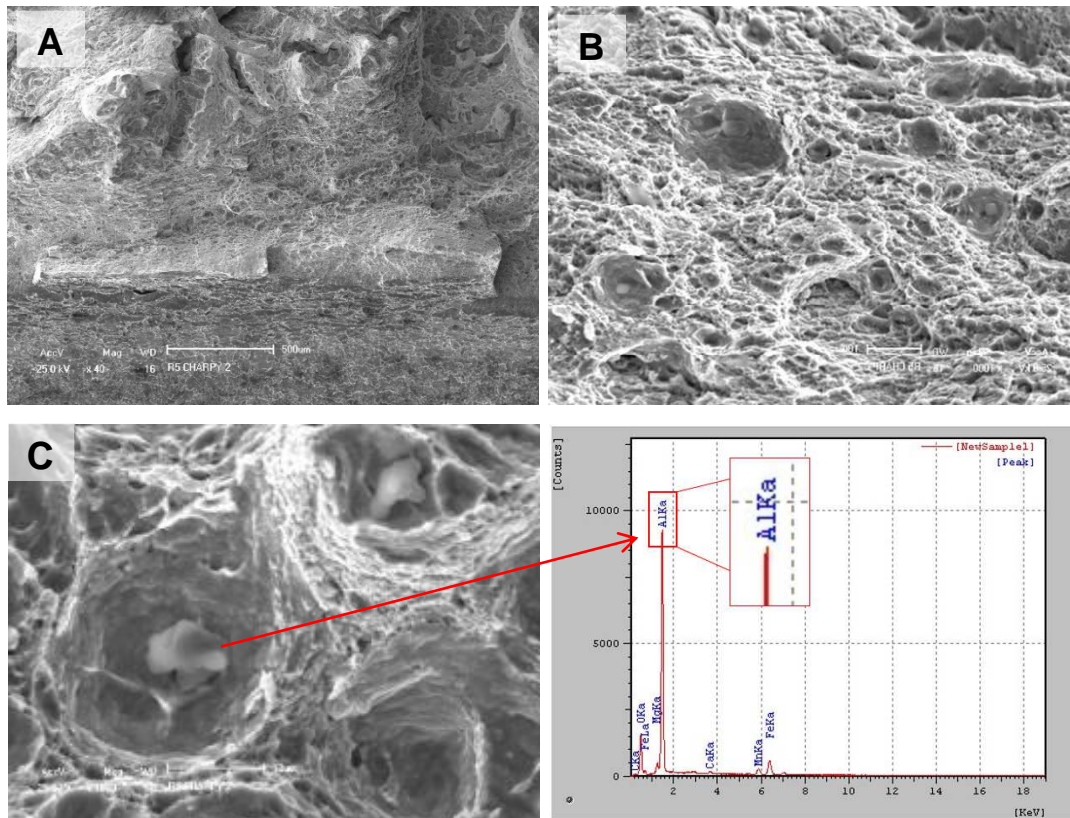
Figura 4.17 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS01 (64J). Na imagem em A indicado por setas a região de protuberância. Apresenta as regiões com coalescência de microcavidades em A e B e clivagem em C e D e setas em D.



Fonte: Elaborada pelo autor

A amostra MS02 com entalhe na zona de solda teve como resultado 72 J (Figura 4.18). Nessa amostra foi observado uma zona de protuberância ao final do entalhe mecânico. A fratura teve como característica uma superfície composta principalmente por microcavidades. Dentro dessas microcavidades foram encontradas inclusões compostas por alumínio.

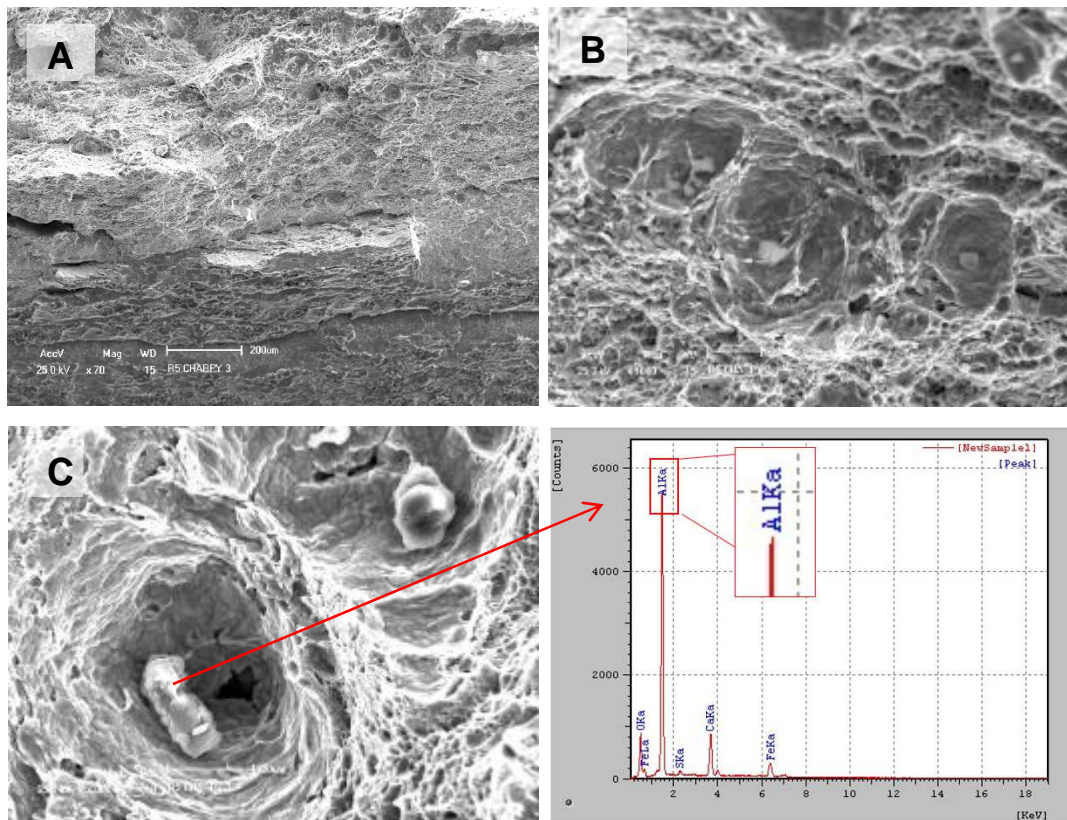
Figura 4.18 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS02 (72 J) apresentando as regiões de protuberância (A) com coalescência de microcavidades (B). Em C as inclusões observadas e a respectiva análise em química EDS.



Fonte: Elaborada pelo autor

Na Figura 4.19, pode ser observada a superfície de fratura da Amostra MS03 com 88 J de resultado de tenacidade ao impacto. Nessa amostra foi observado uma região de protuberância após o entalhe mecânico, com superfície de fratura predominantemente por coalescência de microcavidades. As inclusões analisadas, presente dentro das microcavidades, são compostas por alumínio.

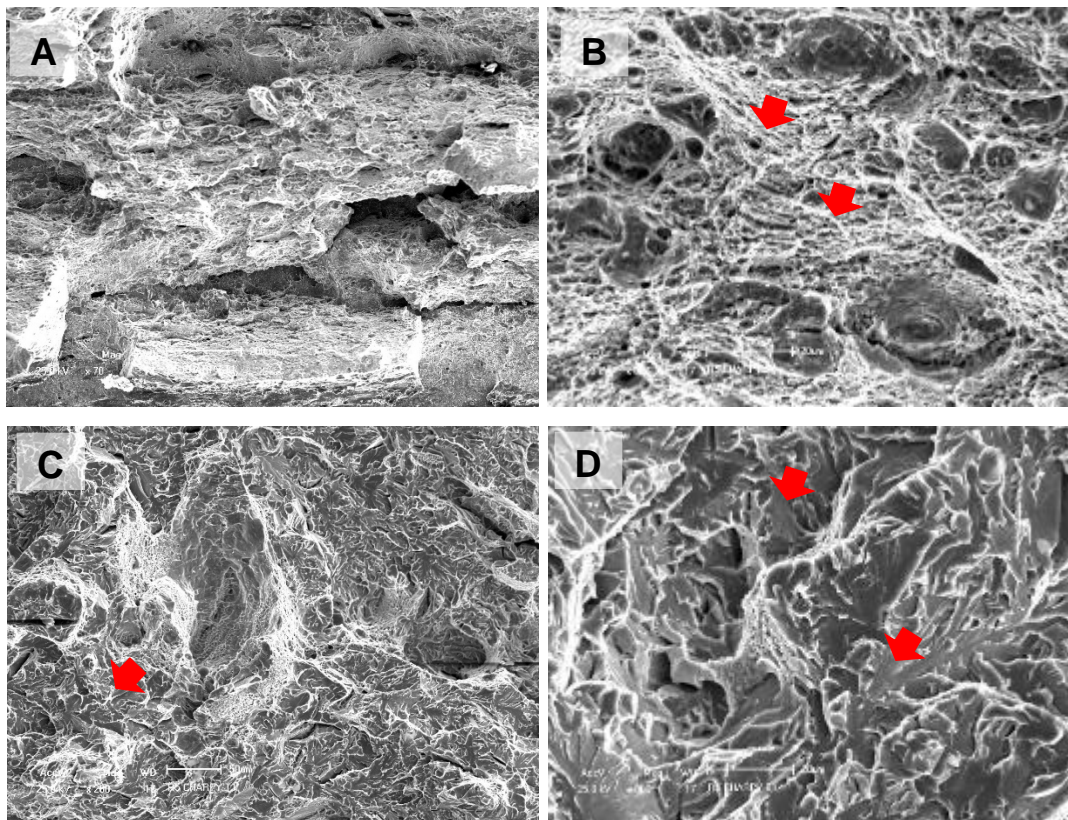
Figura 4.19 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS03 (88 J) correspondente a linha de solda apresentando a região protuberância (A) com coalescência de microcavidades (B). Em C inclusões de alumínio e cálcio.



Fonte: Elaborada pelo autor

A amostra MS04 com 64 J de resultado à tenacidade a fratura, apresentou uma região de protuberância (Figura 4.20) em A com coalescência de microcavidades. Nessa amostra, assim como a amostra MS01, foi observado maior região com superfície de fratura composta por clivagem, conforme identificado nas setas na Figura 4.20 em C e D.

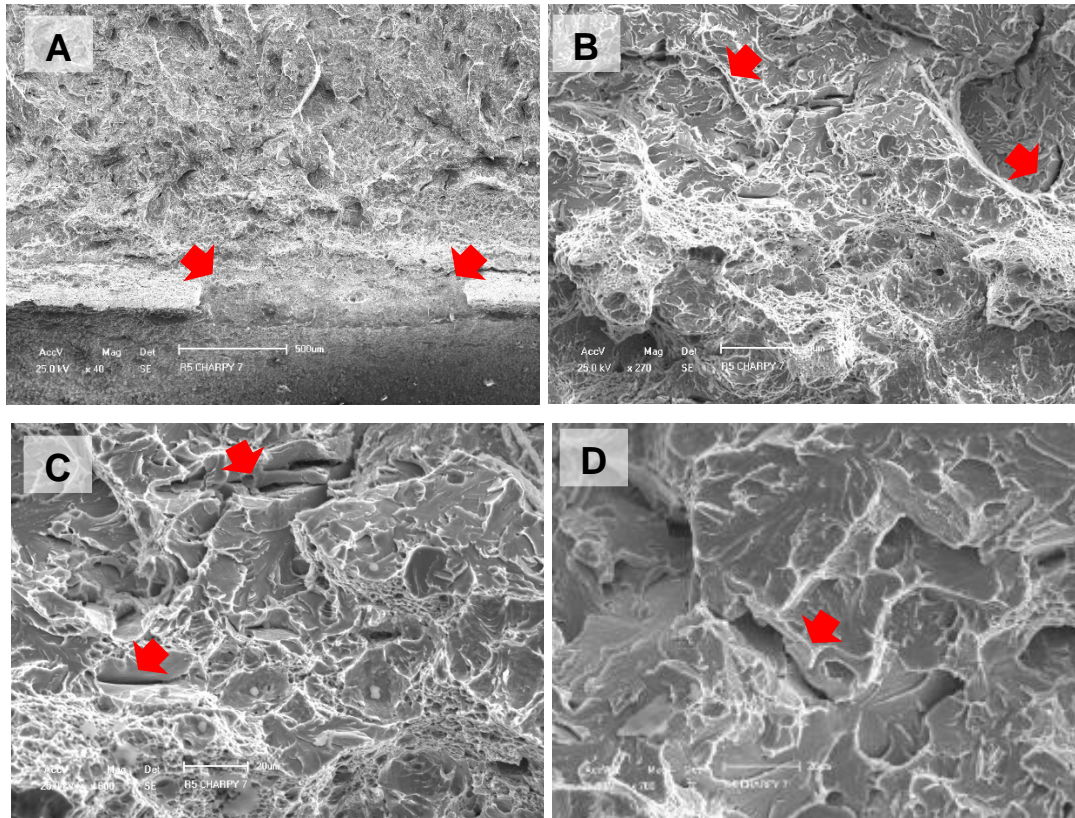
Figura 4.20 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS04 (64 J) correspondente a linha de solda com regiões com coalescência de microcavidades em A e setas em B e clivagem nas setas em C e D.



Fonte: Elaborada pelo autor

Entre as amostras MS07, MS08, MS05 e MS06, produzidas com entalhe posicionado à 0,30 mm, 0,50 mm, 1,25 mm e 1,65 mm a amostra MS07 apresentou maior região com superfície de fratura composta por microcavidades e clivagem. Na Figura 4.21 pode ser observada a Amostra MS07 com menor valor de energia absorvida, (42 J). Diferente das demais amostras a região de protuberância foi intermitente sem a formação no centro da amostra, podendo ser observado nas setas da Figura 4.21 (A). Foi observado que a superfície de fratura está composta por coalescência de microcavidades com maior proporção de clivagem. Também foi verificado fratura no contorno de grão ponde pode ser observado nas setas na Figura 4.21 em B, C e D.

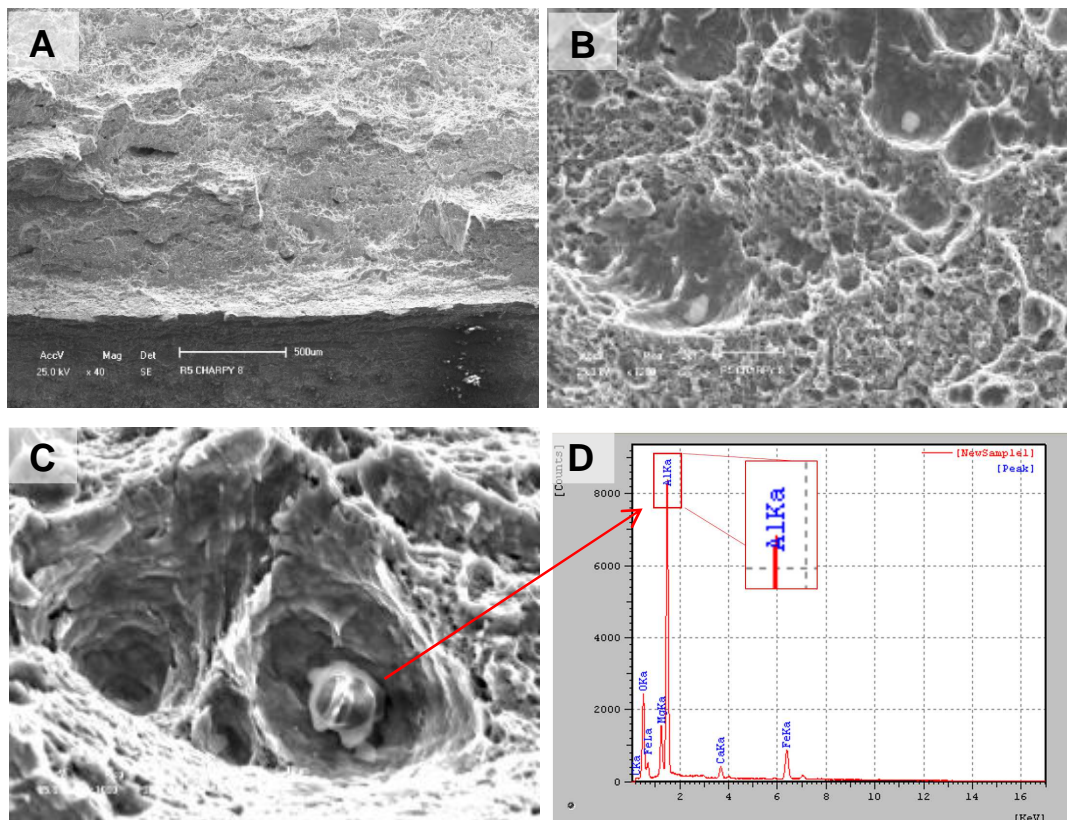
Figura 4.21 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS07 (42 J) com região de protuberância (setas em A), com coalescência de microcavidades (A e B) e clivagem (C e D) com fratura no contorno de grão em B, C e D (setas).



Fonte: Elaborada pelo autor

Nas amostras MS08, MS05 e MS06, apresentaram superfície de fratura semelhantes. Com uma região de protuberância, com superfície de fratura composta por coalescência de microcavidades e inclusões de sulfeto e alumínio.

Figura 4.22 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra soldada MS 08 (98 J). Apresentou característica dúctil com coalescência de microcavidades e inclusões (A e B). Em C em inclusão e a respectiva análise em química EDS de alumínio (D).

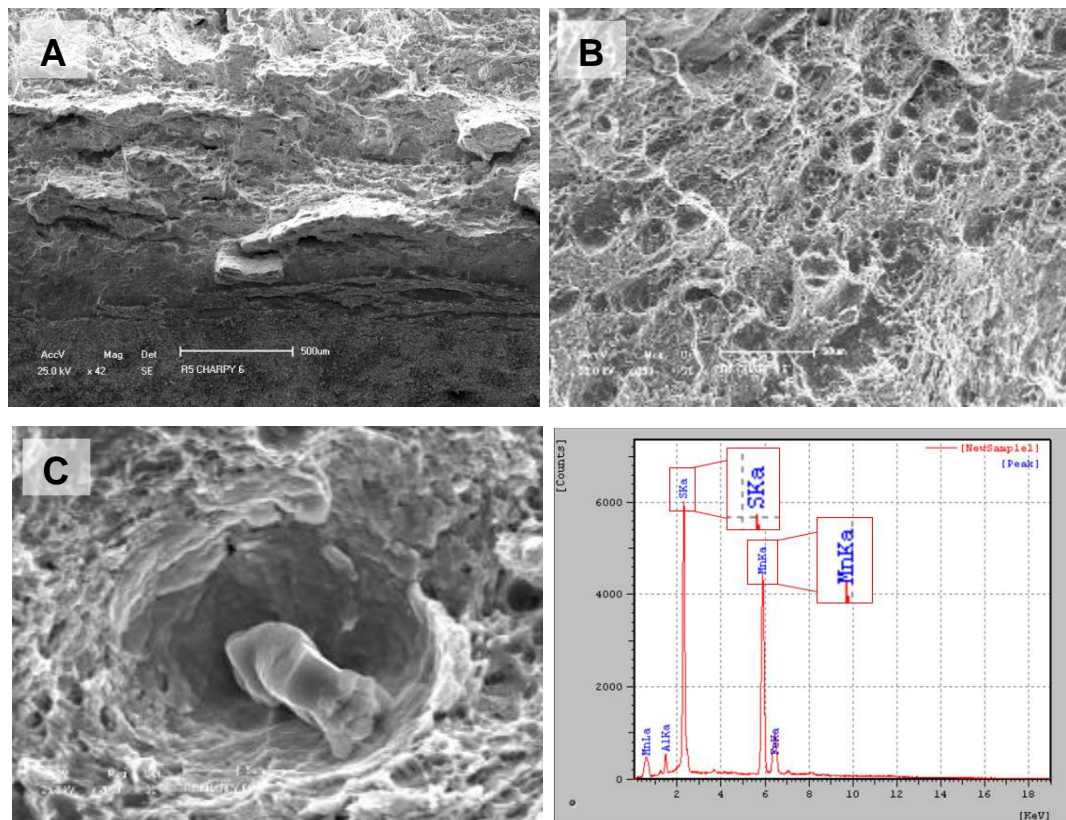


Fonte: Elaborada pelo autor

Figure 1 consists of three scanning electron micrographs (SEM) labeled A, B, and C. Image A is a low-magnification SEM image showing the overall surface morphology of the 1000 °C sintered sample. It displays a rough, layered structure with a scale bar indicating 100 μm. Image B is a high-magnification SEM image of a single grain, showing a smooth, rounded surface with a scale bar indicating 10 μm. Image C is a high-magnification SEM image of a grain boundary region, showing a complex, interlocking structure with a scale bar indicating 10 μm.

Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.24 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra soldada MS 06 (104 J) com regiões de protuberância (A) com característica dúctil com coalescência de microcavidades (B) e inclusões sulfeto de manganês (C).



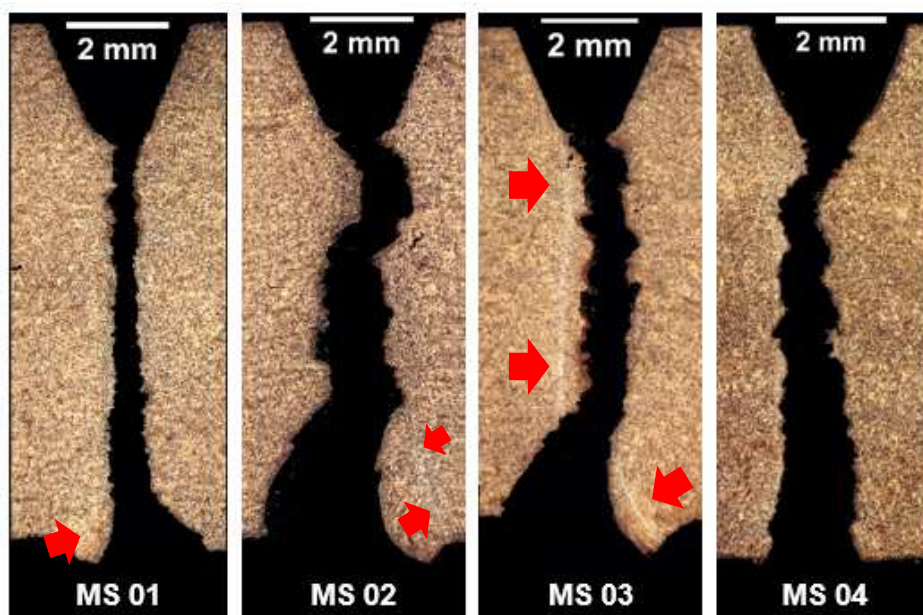
Fonte: Elaborada pelo autor

4.5.3 Análise Microestrutural

Na Figura 4.25 podem ser observadas as micrografias das amostras produzidas com o entalhe na linha de solda (MS01, MS02, MS03 e MS04). Os cps MS01 e MS04 apresentaram a propagação da fratura preferencialmente na zona de solda com menores valores de energia absorvida. A amostra MS03 com maior valor de energia (88 J) apresentou a propagação de fratura fora da zona de solda e cruzando a mesma ao final da fratura. O cp MS02 apresentou a propagação da fratura fora da zona de solda apenas no final da fratura com a fratura cruzando a zona de solda de um lado para o outro da região adjacente.

Com essas análises foi observado que a propagação da fratura apresentou caminho preferencial tangenciando a zona de solda, cruzando a mesma de um lado para o outro.

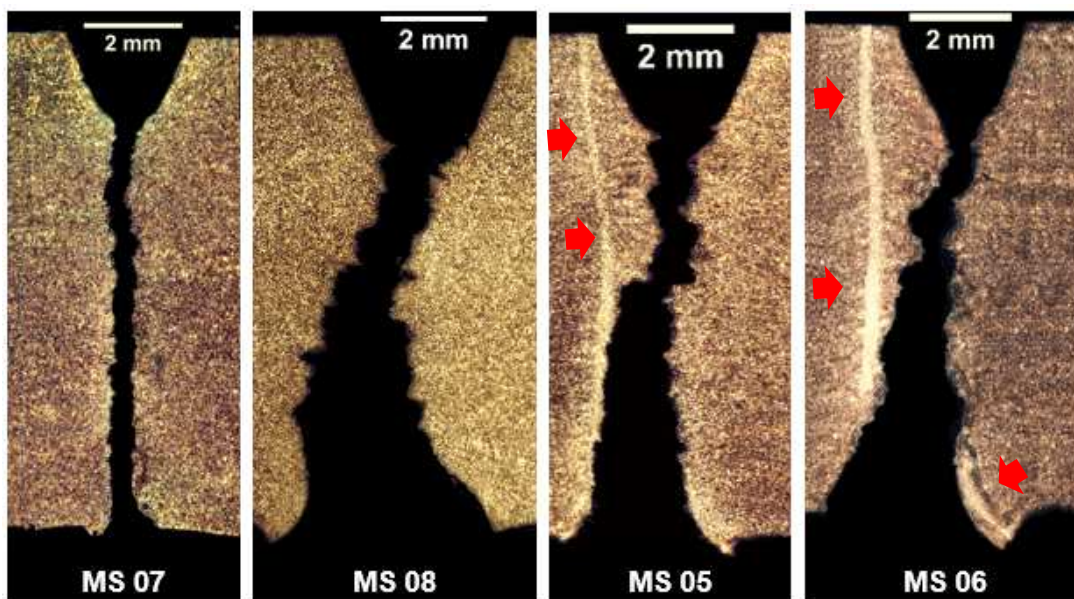
Figura 4.25 – Amostras metalográficas do cps, MS01, MS02, MS03 e MS04. As setas indicam a zona de solda. Ataque: Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

Na Figura 4.24 podem ser observadas as micrografias das amostras MS07, MS08, MS05 e MS06 com entalhes posicionados à 0,30, 0,50, 1,15 e 1,65 mm da linha de solda. A amostra MS07 teve a propagação de trinca tangenciando a zona de solda em todo o seu tamanho. A amostra do corpo de prova MS08 apresentou o início de fratura fora da zona de solda transpassando a fratura de um lado para o outro tangenciando a zona de solda. Nas amostras MS05 e MS06 a fratura propagou de encontro à zona de solda, onde, na amostra MS05 a fratura seguiu tangenciando a zona de solda e na amostra MS06 cruzando a mesma.

Figura 4.26 – Amostras metalográficas do cps, MS07, MS08, MS05 e MS06. As setas demonstram a zona de solda. Ataque Nital 2%



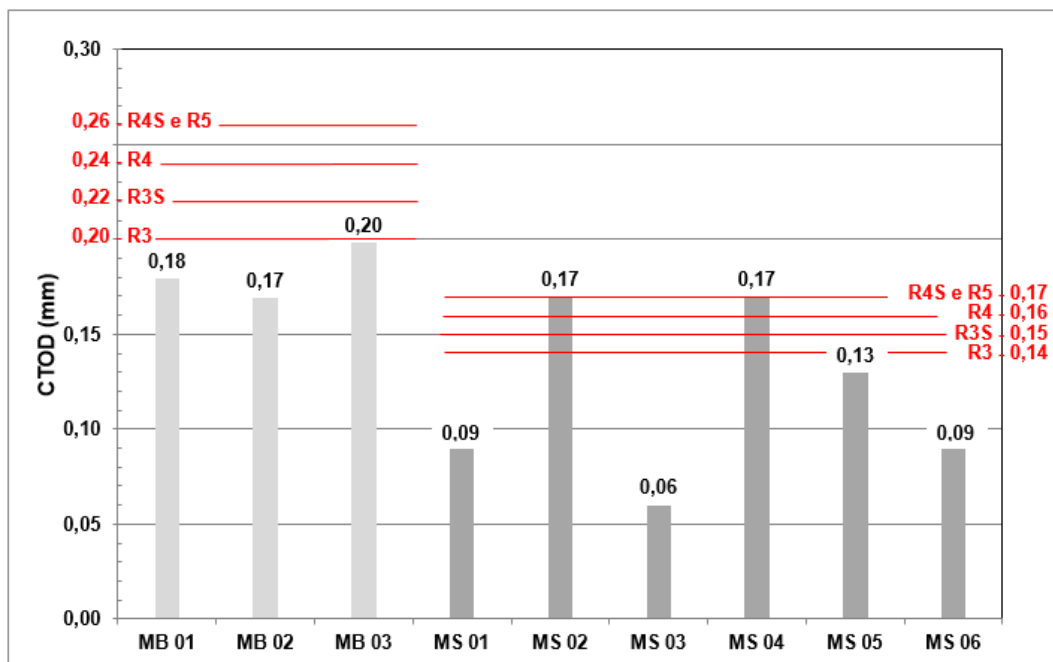
Fonte: Elaborada pelo autor

4.6 Ensaio de Tenacidade à Fratura

Os ensaios de tenacidade à fratura CTOD realizados a -20°C em corpos de prova de material base resultaram no menor valor de tenacidade de 0,17 mm. Nos cps produzidos com o entalhe na zona de solda foi verificado o menor valor de CTOD de 0,06 mm. Esses valores foram inferiores aos mínimos indicados para o material base e zona de solda dos diversos graus de amarras recomendados, conforme a IACS UR W22.

Na Figura 4.27 podem ser observados os resultados de todos os corpos de prova, os valores mínimos obtidos do material de base e do material de solda e os mínimos valores admissíveis para cada grau de amarras.

Figura 4.27 – Resultados de CTOD e valores recomendados por norma.



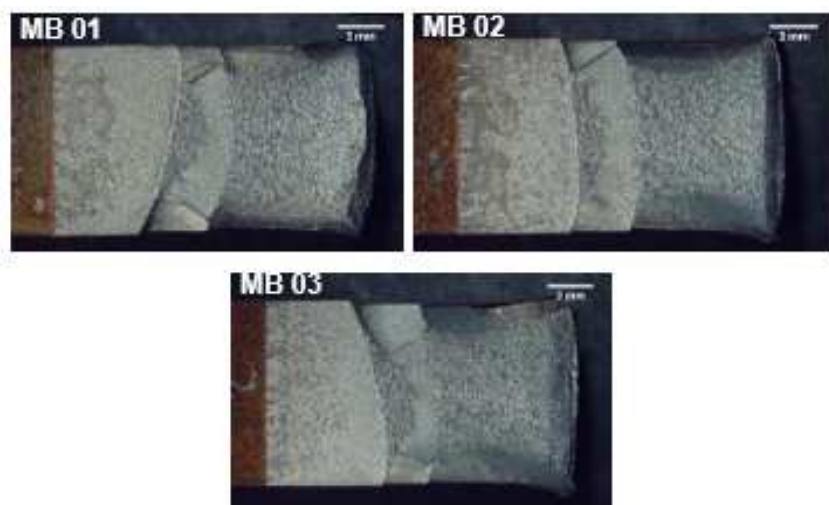
Fonte: Elaborada pelo autor

Os resultados obtidos mostraram valores muito inferiores aos recomendados, conforme demonstrado na Figura 4.27. Esse fator pode estar relacionado com a diferença de geometria e dimensão de cp utilizado (C(t) W25) comparado com os recomendados (corpo de prova de dobramento W80). Os gráficos referentes aos ensaios de CTOD podem ser observados no anexo.

4.6.1 Análise Fractográfica Via Estereoscópio

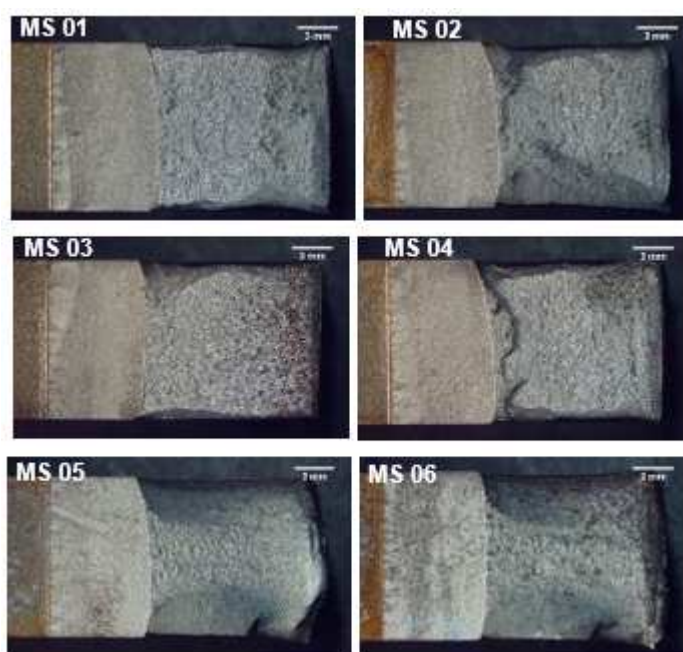
As análises fractográficas via estereoscópio foram realizadas nas superfícies de fratura dos corpos de prova obtidos a partir do material de base e das juntas soldadas. Na Figura 4.28 pode ser observada as imagens das superfícies de fratura do material de base e na Figura 4.29 as imagens dos corpos de prova das juntas soldadas.

Figura 4.28 – Superfícies de fratura dos corpos de prova extraídos do material de base.



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.29 – Superfícies de fratura dos corpos de prova extraídos da junta soldada.

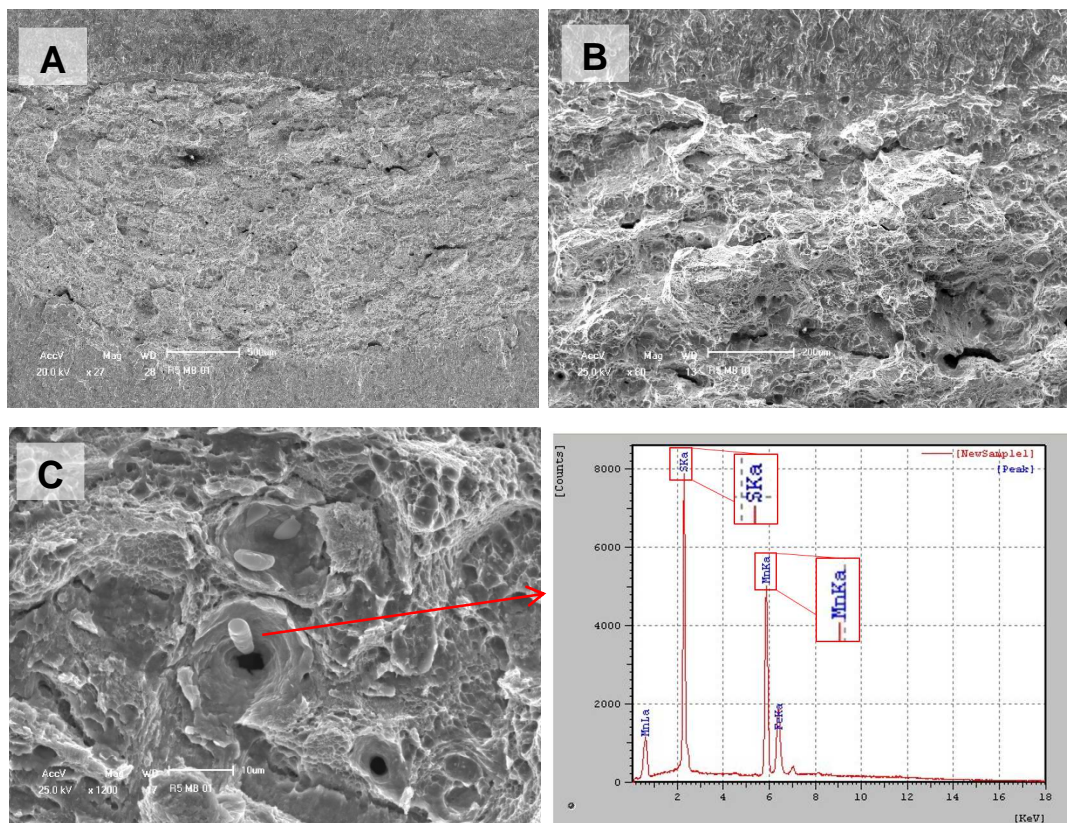


Fonte: Elaborada pelo autor

4.6.2 Análise Fractográfica via Microscopia Eletrônica de Varredura

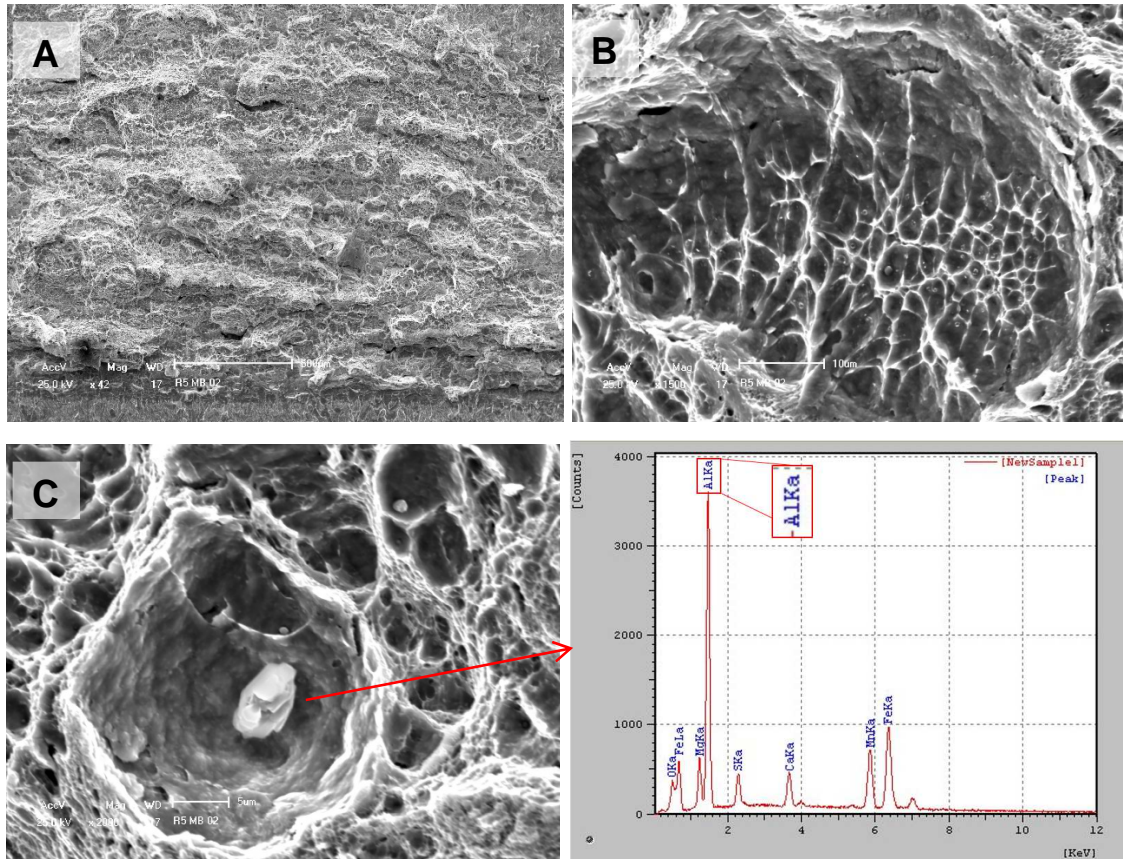
As superfícies de fratura das amostras obtidas a partir do material de base indicaram modo dúctil de fratura por coalescência com microcavidades (Figura 4.30 à Figura 4.32). Foram observadas inclusões de formatos variados (globular, bastonete, arredondada e irregular) que nuclearam as microcavidades.

Figura 4.30 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MB01. Em A em B região do ensaio e em C no detalhe as microcavidades da com inclusões de diversos formatos.



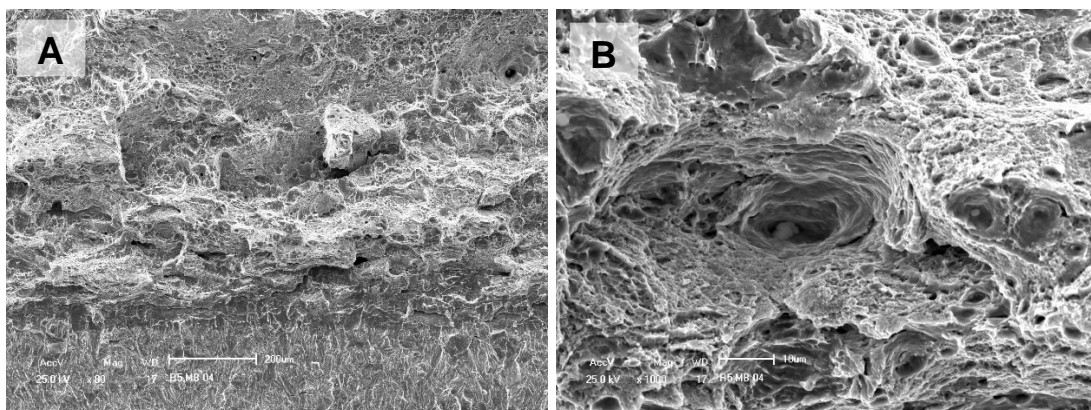
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.31 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MB02. Em A área de ensaio, em B as microcavidades e C inclusões e análise em EDS.



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.32 – Fractografias em MEV da superfície de fratura MB03. Em A área de ensaio e em B no detalhe as microcavidades.

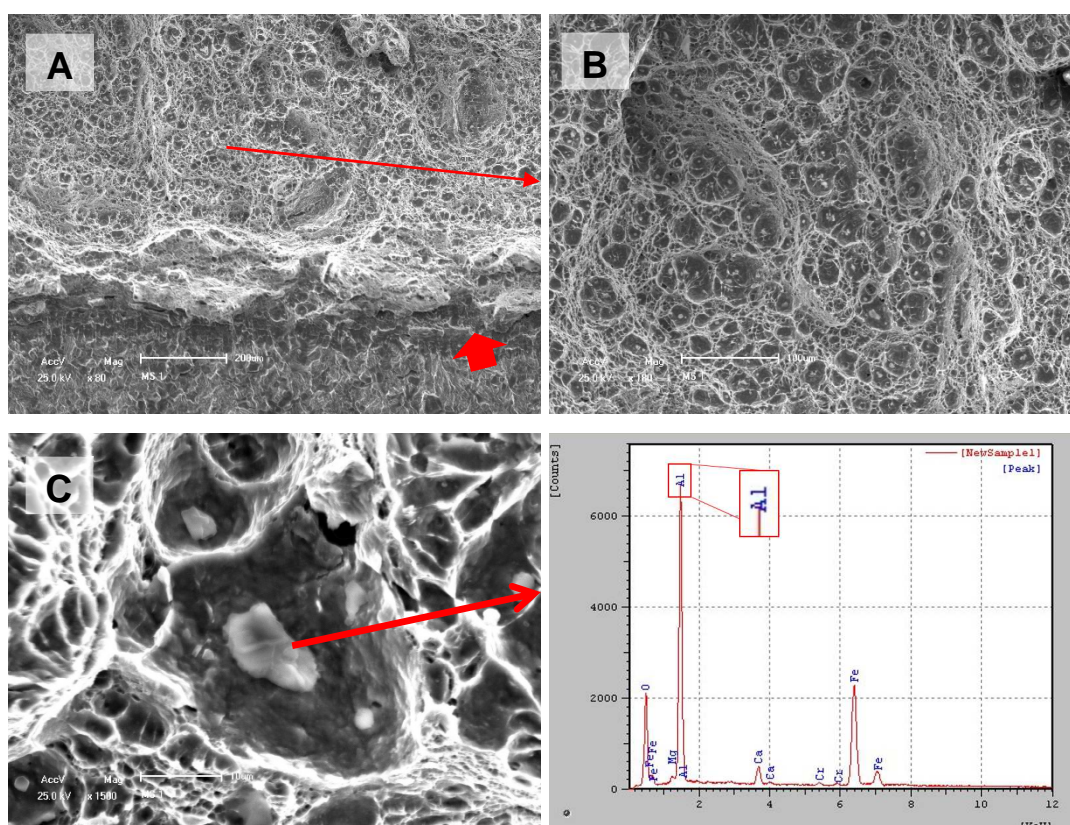


Fonte: Elaborada pelo autor

As superfícies de fratura das amostras obtidas a partir das juntas soldadas indicaram que as regiões dos ensaios apresentaram característica dúctil com microcavidades nucleadas a partir das inclusões (Figura 4.33 à Figura 4.38). Foram observadas inclusões de formatos variados (globular, irregular e arredondada) que nuclearam as microcavidades.

A amostra MS 01, com resultado de tenacidade à fratura de 0,09 mm, resultou numa protuberância na região de ensaio, conforme Figura 4.33 em A (seta). Após a protuberância a superfície de fratura apresentou característica dúctil com microcavidades nucleadas por inclusões de alumínio, podendo ser observado em B, C e resultado de EDS.

Figura 4.33 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 01. Em A tem-se a área de ensaio e região de protuberância na seta, no detalhe em B as microcavidades e em C inclusão com a análise em EDS.

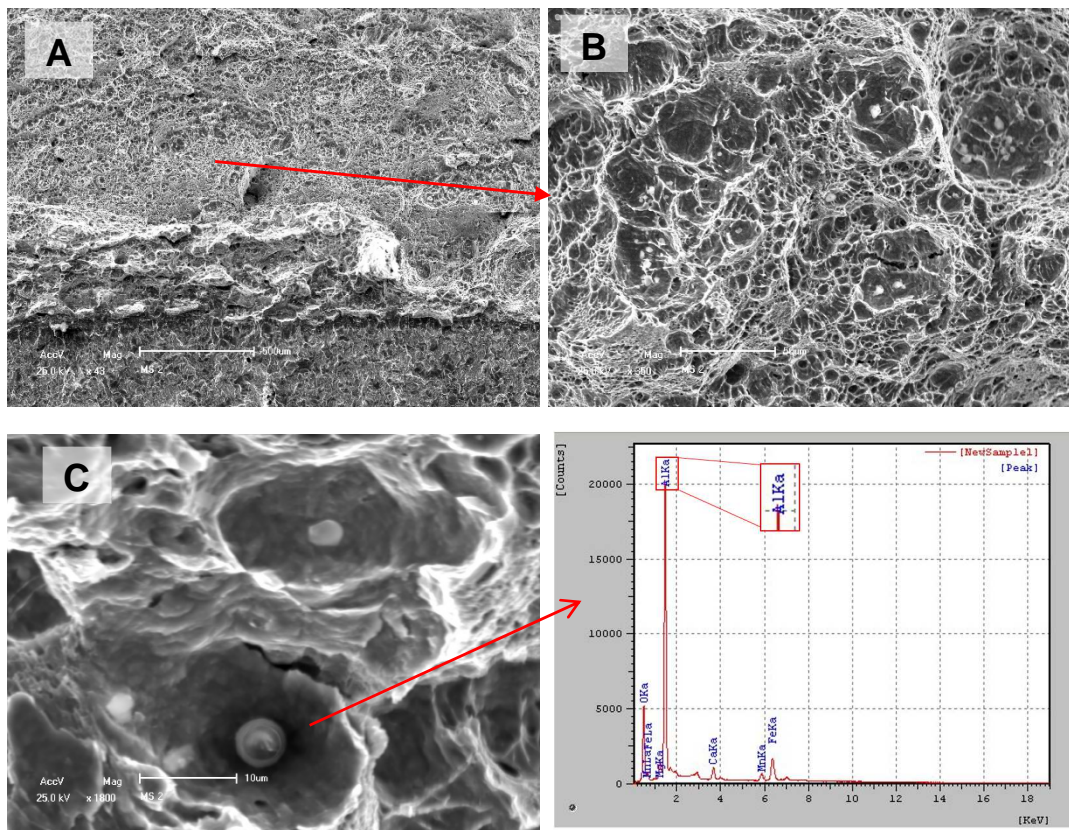


Fonte: Elaborada pelo autor

A amostra MS 02 resultou em maior valor de tenacidade à fratura (0,17 mm). A superfície de fratura apresentou uma protuberância na área de ensaio,

conforme Figura 4.34 em A, seguido de uma superfície de fratura com microcavidades com inclusões na sua maioria de alumínio, em B, C e análise de EDS.

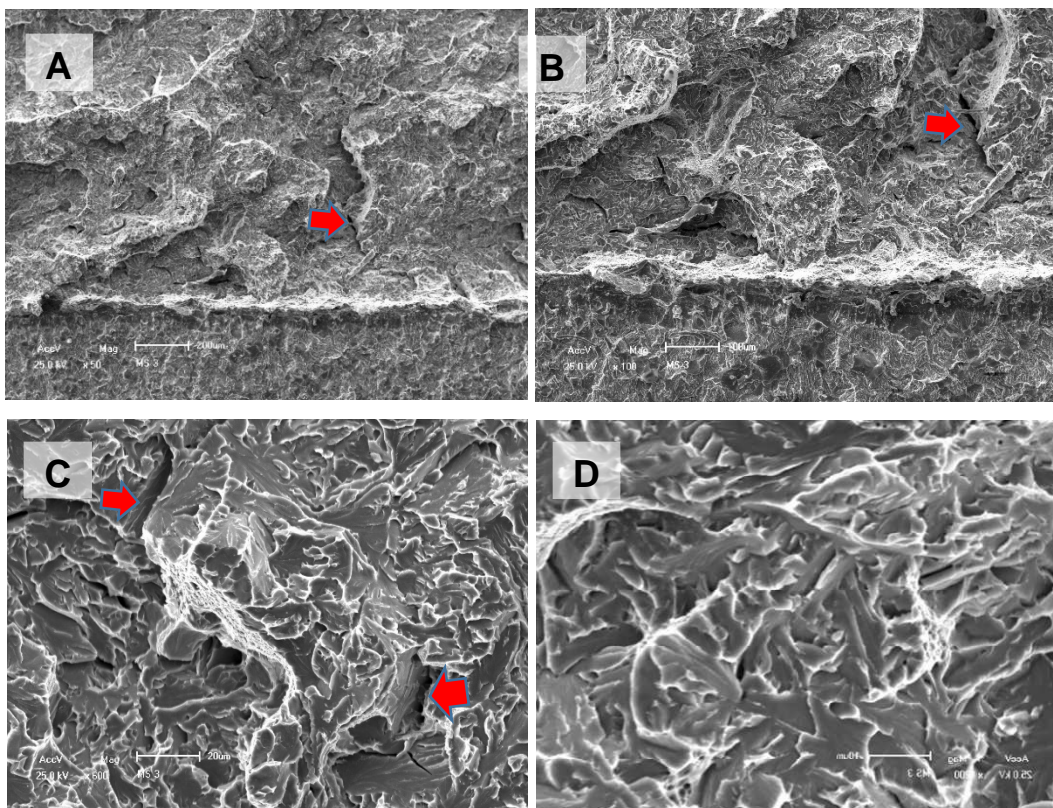
Figura 4.34 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 02. Em A a área de ensaio, no detalhe em B as microcavidades, em C inclusão com análise em EDS.



Fonte: Elaborada pelo autor

A amostra MS 03, com o menor valor de ensaio de tenacidade à fratura de 0,06 mm, resultou numa superfície de fratura com uma região de protuberância menos evidente das demais amostras, conforme Figura 4.35 em A e B. Após essa região foi verificado uma superfície de fratura predominante por clivagem, em C e D, e interanular, setas em B e C.

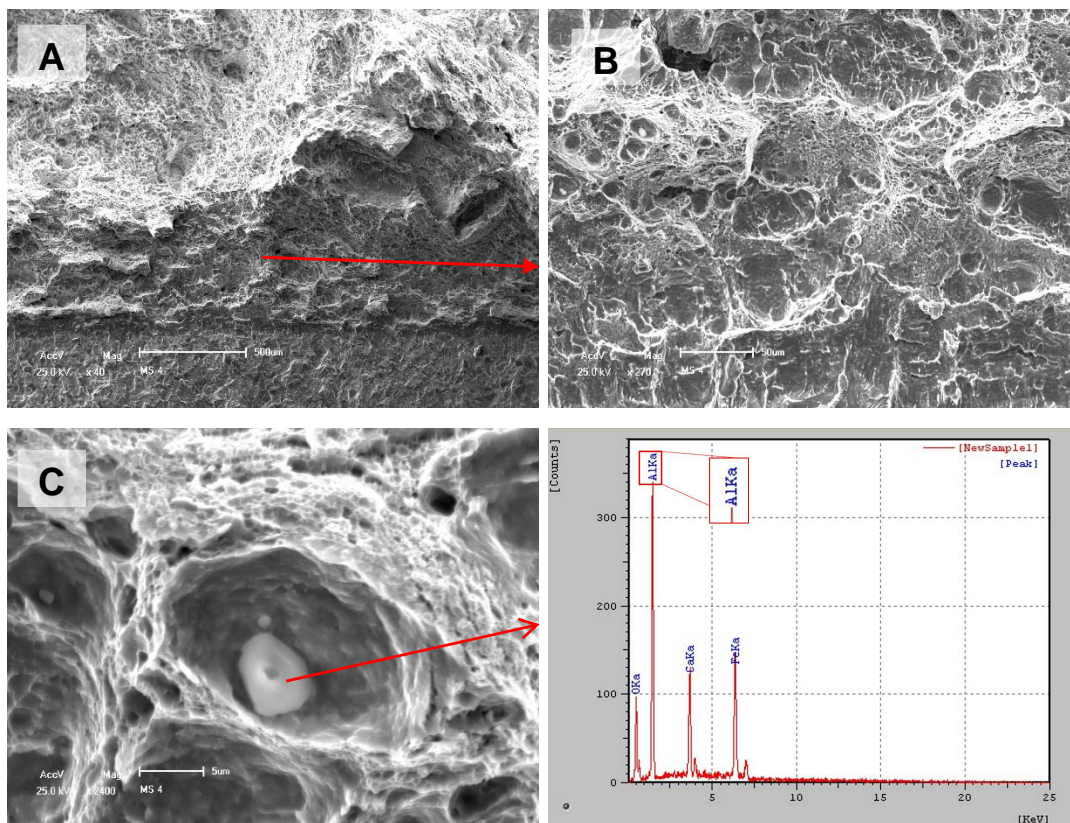
Figura 4.35 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 03. Em A e B área de ensaio e em C e D a área com clivagem e fratura do contorno de grão (setas).



Fonte: Elaborada pelo autor

A superfície de fratura da amostra MS 04 resultou numa região de ensaio com uma protuberância, conforme Figura 4.36 em A. As demais regiões apresentaram superfície de fratura dúctil com microcavidades, em B e C, nucleadas por inclusões na sua maioria de alumínio, e resultado de EDS.

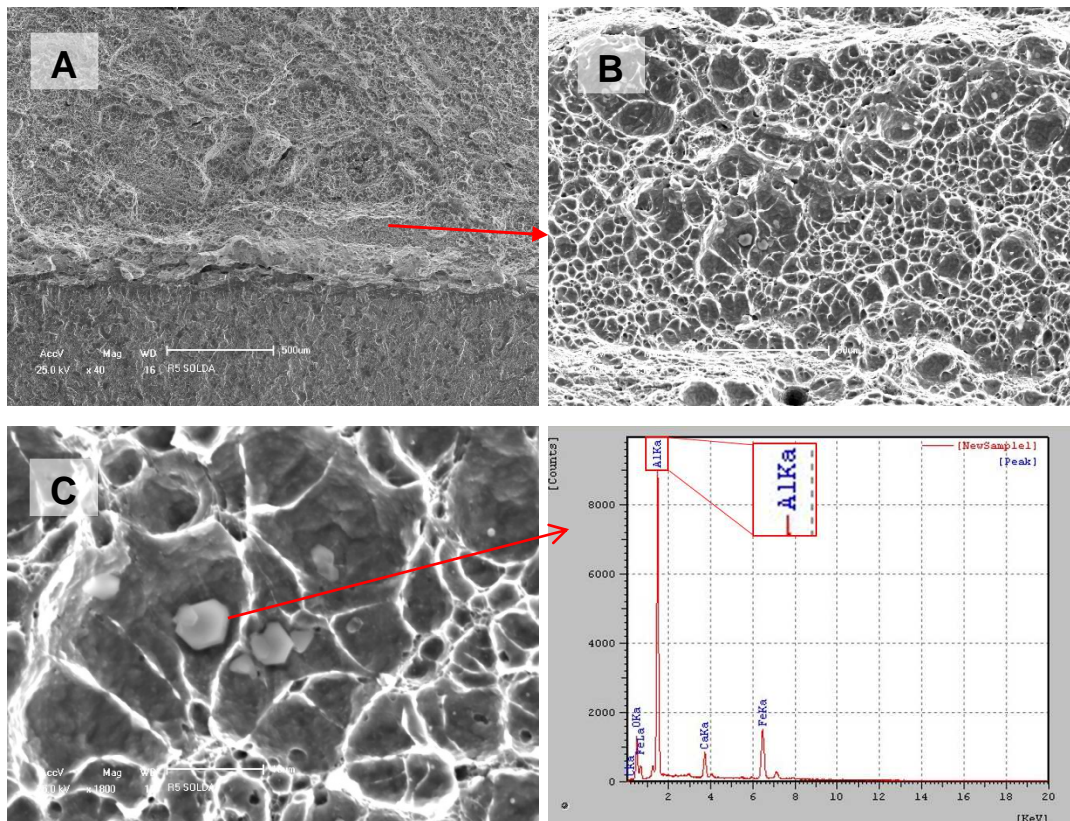
Figura 4.36 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 04. Em A a área de ensaio, no detalhe em B e C as microcavidades, em análise em EDS.



Fonte: Elaborada pelo autor

A amostra MS 05 com 0,13 mm de resultado ao ensaio de tenacidade à fratura, apresentou uma superfície de fratura com protuberância na região de ensaio, conforme Figura 4.37 em A, seguido de superfície dúctil de fratura com microcavidades nucleadas por inclusões de alumínio, em B, C e análise por EDS.

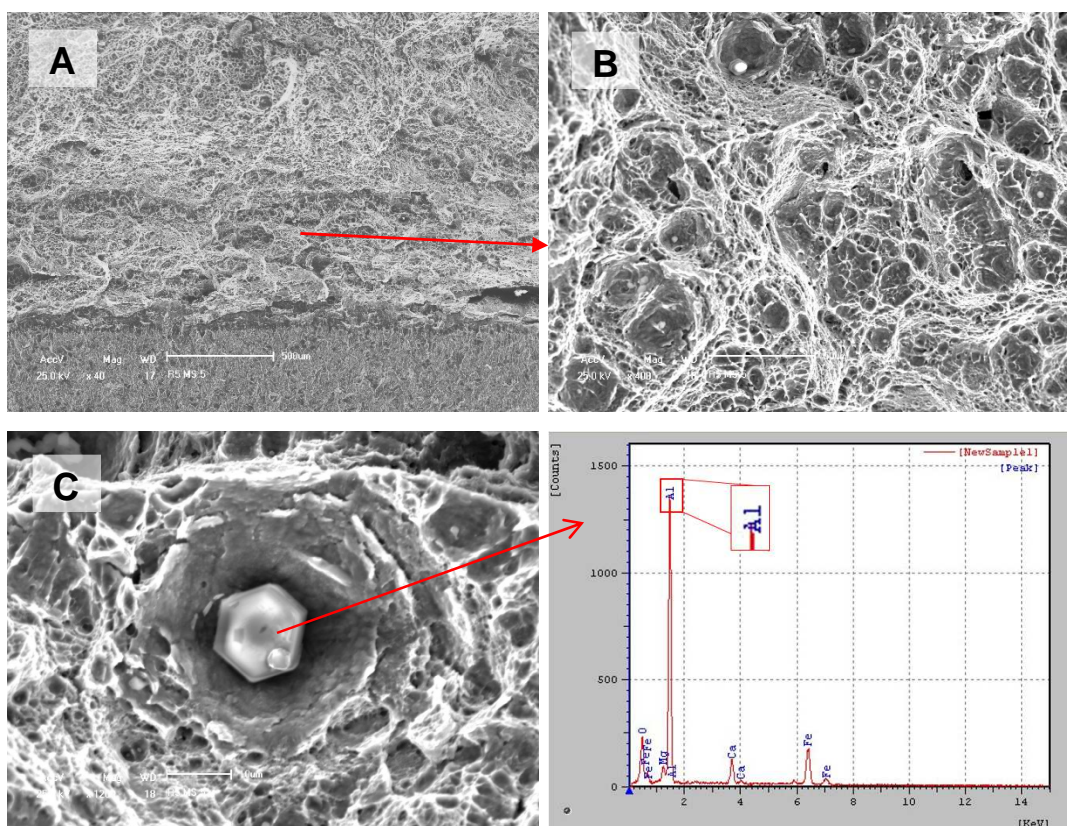
Figura 4.37 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS 05. Em A a área de ensaio, no detalhe em B as microcavidades, em C inclusão com a análise em EDS.



Fonte: Elaborada pelo autor

A amostra MS 06 com 0,19 mm de resultado ao ensaio de tenacidade à fratura, apresentou uma superfície de fratura com protuberância na região de ensaio, conforme Figura 4.38 em A, seguido de superfície dúctil de fratura com microcavidades com diferentes profundidades nucleadas por inclusões de alumínio de diferentes tamanhos, em B, C e análise por EDS.

Figura 4.38 – Fractografias em MEV da superfície de fratura da amostra MS06. Em A e B a área de ensaio, no detalhe em C as microcavidades inclusão com a análise em EDS.



Fonte: Elaborada pelo autor

4.6.3 Análise Microestrutural

Nas análises de microscopia óptica (MO), estão demonstrados o entalhe mecânico, a pré-trinca de fadiga e a região de ensaio dos corpos de prova de CTOD (Figura 4.39 à Figura 4.44). Devido a dificuldade de confecção, alguns cps tiveram o entalhe mecânico deslocado da zona de solda. Outra dificuldade

encontrada foi com relação à propagação de trinca que se deslocaram para fora da zona de solda resultando na região de ensaio fora da mesma.

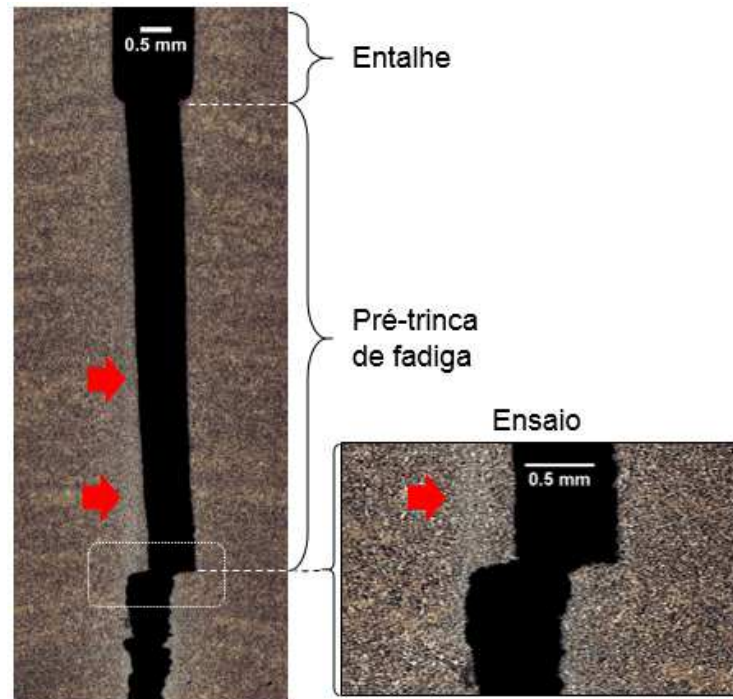
Nas amostras com maior resultado de CTOD, MS02, MS04 e MS05, com respectivamente, 0,17, 0,17 e 0,13 mm, tiveram o entalhe mecânico fora da zona de solda. Dessa forma a trinca por fadiga foi propagada fora da zona de solda e, conseqüentemente, a zona de ensaio foi realizada fora da mesma (Figura 4.40, Figura 4.42 e Figura 4.43).

Os cps MS01 e MS06 tiveram o entalhe mecânico junto à zona de solda, e o caminho de propagação de trinca e zona de ensaio ocorreu fora da zona de solda resultando em valores de CTOD de 0,09 mm (Figura 4.39 e Figura 4.40).

O menor valor medido de CTOD foi corresponde ao corpo de prova MS 03, onde o entalhe mecânico foi realizado na zona de solda. A propagação de trinca cruzou a zona de solda e propagou adjacente à mesma (Figura 4.41).

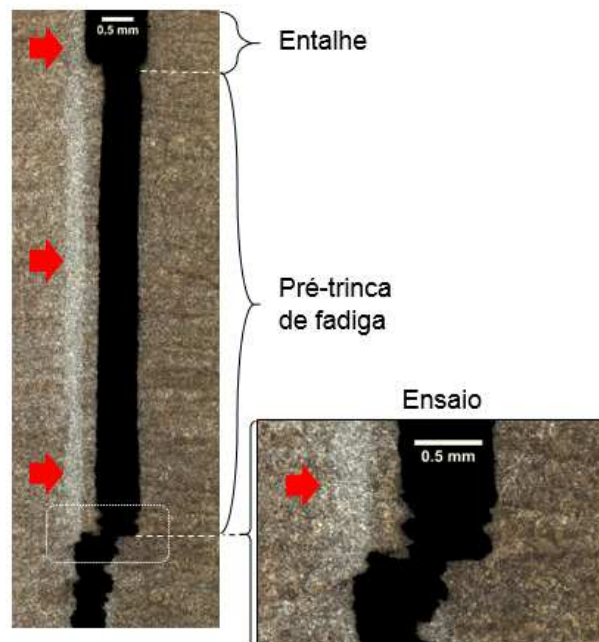
Observando as amostras por MO foi verificado que os menores valores de CTOD ocorreram em amostras que tiveram o percurso de trinca mais próximo da zona de solda, e, no caso da amostra MS 03 com o ensaio na ZAC. Esses resultados só foram possíveis ser obtidos decorrente ao tamanho reduzido dos corpos de prova. Por terem dimensão menor do que a dimensão recomendada por norma os entalhes foram realizados com maior precisão. Mesmo com o grau de dificuldade encontrado para a confecção foi possível ter resultados da tenacidade do efeito da solda por centelhamento sobre a ZAC da junta soldada.

Figura 4.39 – Imagens em MO da amostra MS 01 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%



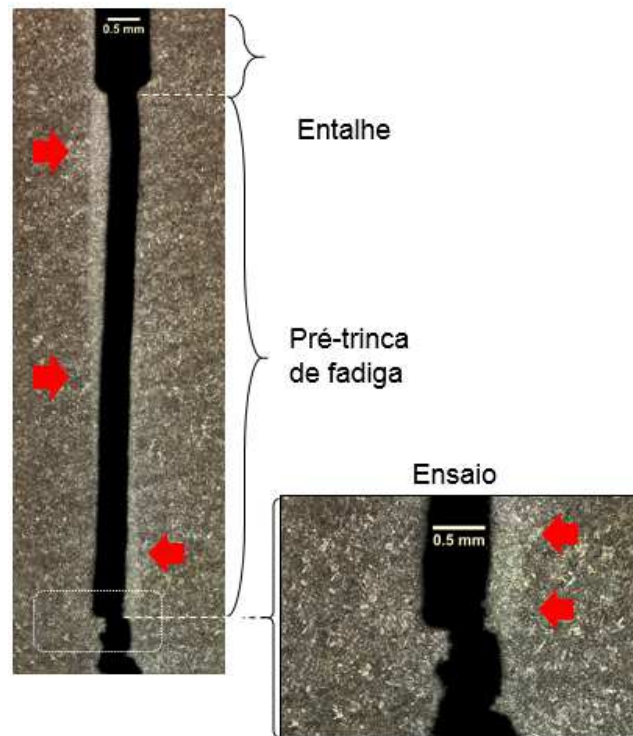
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.40 – Imagens em MO da amostra MS 02 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%



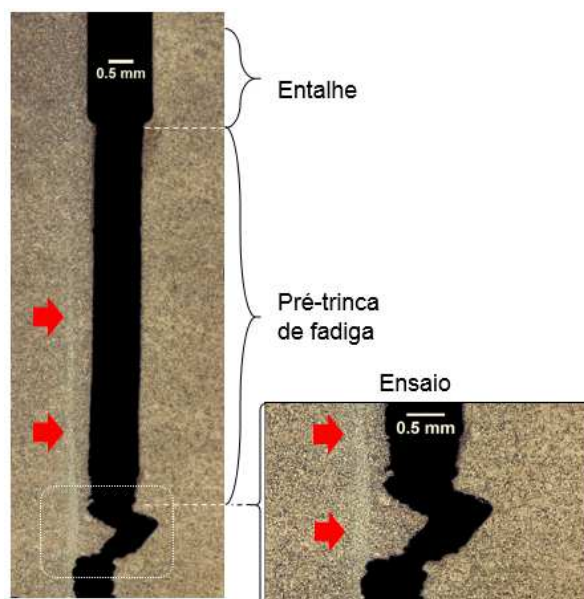
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.41 – Imagens em MO da amostra MS 03 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%



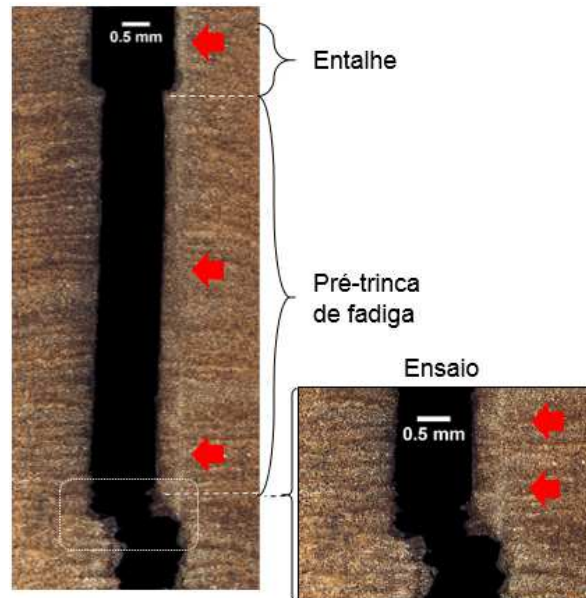
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.42 – Imagens em MO da amostra MS 04 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%



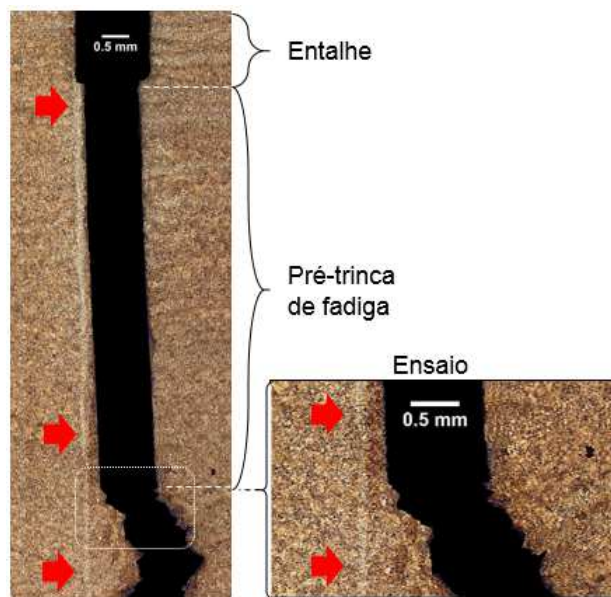
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.43 – Imagens em MO da amostra MS 05 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 4.44 – Imagens em MO da amostra MS 06 e no detalhe a macrografia das regiões de ensaio, onde os círculos indicam a localização do início. As setas indicam a localização da zona de solda. Ataque: Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

5. DISCUSSÕES DOS RESULTADOS

A análise microestrutural e o ensaio de microdureza indicaram que o material de base é composto por microestrutura predominante de martensita revenida com dureza medida entre 280 HV_{0,5} e 330 HV_{0,5}. A região compreendida como zona soldada por centelhamento apresentou microestrutura composta por martensita, com aproximadamente 0,375 mm de largura medido no perfil de micro dureza.

Com os resultados de microdureza e as imagens metalográficas foi possível dimensionar a zona de solda como uma região de coloração clara e com variação de microdureza característica. Essa variação de microdureza indicaram que a zona de solda tem dureza abaixo da média de 305 HV_{0,5}, variando entre aproximadamente 265 HV_{0,5} e 304 HV_{0,5}.

Observando somente o perfil de microdureza foi verificado que o perfil de dureza da zona de solda está limitado entre durezas de aproximadamente 305 HV_{0,5} com duas quedas de dureza e com uma elevação de dureza no centro aproximado da zona de solda. Esse ponto de elevação é caracterizado como a linha de solda. Esse perfil apresentou características semelhantes as diversas publicações. Outro fator relevante ao perfil de dureza é a queda de dureza da linha de solda comparada com o material de base. Essa queda de dureza da zona de solda é decorrente da descarbonetação do material, pois o material sofreu o mesmo tratamento térmico em toda a sua extensão. A queda de dureza não foi muito inferior que o material de base devido ao refino de grão causado pelo processo de deformação decorrente da etapa de conformação ao final do processo de soldagem. Esse efeito pode ser visualizado na análise por MEV da micrografia da zona de solda com o refino de grão, e o aumento de dureza pontual na linha de solda por ser uma região de maior deformação mecânica.

Para caracterizar a Zona Afetada pelo Calor foi combinado o perfil de microdureza Vickers sobrepondo à micrografia da junta soldada. Dessa forma foi possível estimar a largura das ZACs resultantes do processo de centelhamento, onde foi verificado que a ZAC não foi afetada pelo efeito de descarbonetação do processo de soldagem por centelhamento.

Observando somente os resultados de perfil de microdureza a ZAC resultou num perfil com menor variação de dureza. Comparando o perfil com o

material de base essa redução de variação é caracterizada como uma suavização da mesma. Esse efeito é resultado do aquecimento durante o processo de soldagem associada a uma menor deformação mecânica. Observando as análises micrográficas por MO não foram verificadas variações evidentes da estrutura. Comparando esses resultados com as análises por MEV foi verificado uma pequena homogeneização do tamanho de grão diferente do observado no material de base e linha de solda. Também foi verificado que somente com o uso de ensaio de perfil de microdureza foi possível identificar a região da ZAC, pois observando os resultados metalográficos e as análises por MEV as variações estruturais na ZAC comparada com o material de base são menos evidentes. O tamanho medido das ZACs com o espaçamento das endentações foi de aproximadamente 0,300 e 0,150 mm de espessuras.

Os resultados de ensaios de tração realizados nos corpos de prova de material base e da junta soldada por centelhamento resultaram em valores de tensão de escoamento e tensão máxima similares. Os corpos de prova resultaram em menor alongamento e tiveram as fraturas próximas a zona de soldada.

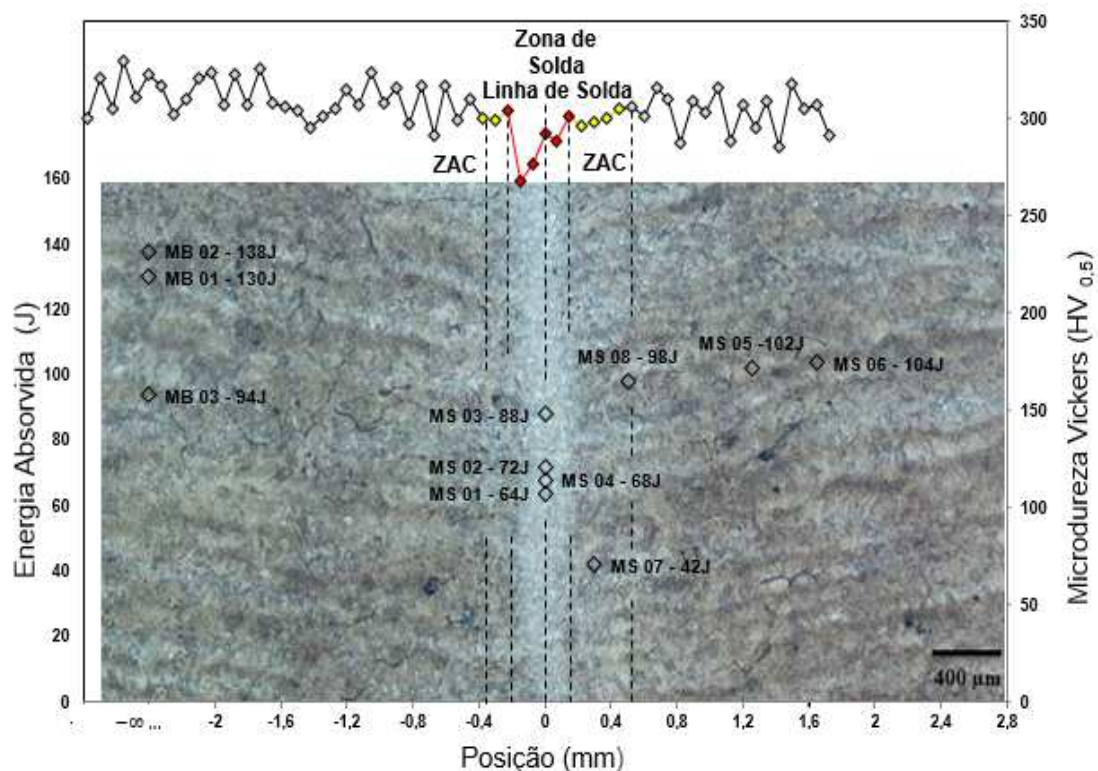
Os ensaios de tenacidade ao impacto Charpy indicaram que o corpo de prova de menor valor, MS 07, resultou em fratura de aspecto frágil. A região próxima ao entalhe foi dúctil, mas com uma área menor do que as outras amostras, sendo seguida de fratura por clivagem com características intergranular. Com as análises microestruturais foi observado que essa amostra teve o início de propagação de trinca no vale do entalhe seguindo a propagação por toda a ZAC. Nas demais amostras os inícios de propagação de trinca iniciaram em regiões fora do entalhe com direcionamento preferencial para zona de solda e ZAC.

Com os resultados de ensaios de tenacidade à fratura CTOD foi observado que as amostras com entalhe mecânico, propagação de trinca e região de ensaio mais próximo à zona de solda apresentaram menores valores de CTOD. Entre essas amostras pode ser destacada a MS03 que teve o entalhe mecânico na zona de solda, a propagação de trinca por fadiga cruzando a linha de solda e o ensaio tangenciando a mesma (dentro na ZAC). Com as análises realizadas no MEV foi observado uma região proeminente com microcavidades e posterior região com clivagem mista com fratura no contorno de grão.

Comparando os resultados obtidos foi possível caracterizar uma zona de solda com duas ZACs adjacentes, mesmo para um material tratado termicamente e com histórico de operação. Com os dados de Charpy e CTOD foi observado que a ZAC reduz substancialmente a tenacidade do material. O mecanismo de fratura de ambos os ensaios mostrou características similares.

Sobrepondo os resultados dos perfis de microdureza e Charpy, associando à posição com relação à linha de solda é possível demonstrar que os menores valores de energia foram de amostras com entalhes na região afetada pelo processo de soldagem por centelhamento. Na Figura 5.1 estão demonstrados os valores de energia absorvida com relação a posição do corpo de prova e o perfil de microdureza Vickers.

Figura 5.1 – Resultado de Charpy, perfil de microdureza Vickers e Metalografia na linha de solda. Ataque: Nital 2%



Fonte: Elaborada pelo autor

Comparando os resultados obtidos dos ensaios realizados com as informações recomendadas pela IACS W22, 2016, foi verificado que os resultados de análise química mostraram que o elo de corrente de amarra naval na indústria

do petróleo tem Molibdênio acima dos mínimos para os graus R4S e R5. Os ensaios de tração resultaram em tensão de escoamento média e alongamento superiores aos mínimos exigidos para o maior grau de amarra R5. Todavia os valores de tensão máxima ficaram dentro das recomendações para um elo de amarra de grau R4.

Os resultados de tenacidade ao impacto Charpy foram superiores aos resultados mínimos para o maior grau, R5. Entretanto os ensaios de CTOD situaram-se inferiores aos mínimos admissíveis para amarras de menor grau (R3) para o material base e material de solda. De acordo com o procedimento recomendado pela IACS UR W22, os cps do tipo dobramento devem ter dimensões de 80 x 40 mm de secção retangular (W80). Devido a quantidade reduzida de material disponível foram realizados ensaios com corpos de prova do tipo C (t), com W25. Dessa forma os resultados de CTOD foram influenciados pelo tamanho do corpo de prova fazendo, nesse caso, com menores resultados de tenacidade a fratura. Conforme observado em trabalhos publicados sobre o efeito de corpos de prova nos resultados de tenacidade esse efeito era provável.

Cabe ressaltar que os ensaios de tenacidade à fratura CTOD foram incluídos como requisito técnico da IACS W22 somente em 2009, assim como o grau R5. Outro fator observado é com relação a DNVGL OS E302 que não menciona o uso de ensaios de CTOD como critério de qualificação para os mesmos graus, mesmo na última versão de maio de 2017. Além disso, deve ser considerado que o elo em análise tem um histórico operacional desconhecido. As propriedades desse componente analisado podem ter sido alteradas devido a carregamentos cíclicos, sobrecargas, correntes impressas, tempo em operação e demais outros fatores combinados ou não. De maneira geral, considerando somente os valores obtidos nos ensaios, desconsiderando os resultados de CTOD e o histórico operacional, o elo de corrente de amarra de uso naval na indústria do petróleo utilizado nesse estudo pode ser classificado como R4 conforme a classificação dada pela IACS UR W22.

6. CONCLUSÕES

Frente aos ensaios realizados na amostra de elo de corrente de aço de amarra de uso offshore proveniente de uso em campo foi observado que o processo de soldagem por centelhamento promoveu reduzidas extensões de zona de soldagem e afetada pelo calor. Os resultados mostraram que essas zonas apresentaram propriedades de tenacidade à fratura e ao impacto inferiores ao observado no material de base. Sendo que os menores valores foram observados nas zonas afetadas pelo calor.

Comparando os resultados com os dados fornecidos pela IACS UR W22 é possível qualificar a amostra elo de amarra como grau R4, desconsiderando os valores de tenacidade à fratura e o histórico operacional.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base no desenvolvimento desse trabalho incentiva-se buscar outros métodos de avaliação da zona afetada pelo calor, sendo, por exemplo, por ensaio de tensões residuais que pode possibilitar a determinação do tamanho das zonas geradas pelo processo de soldagem por centelhamento comparada com os resultados de perfil de microdureza.

Desenvolver estudos sobre ensaios de tenacidade direcionados sobre a zona afetada pelo calor e estudos dos fatores de fragilização dessas zonas.

Em função do enfoque dado aos ensaios de tenacidade, sugere-se a realização de uma avaliação englobando ensaios de resistência à fadiga tanto com o material de elo, como na região soldada.

Avaliar a diferença de resultados de ensaio de tenacidade a fratura entre tamanhos de corpos de prova obtidos a partir de material de elo para conhecimento dos resultados obtidos na zona de solda e ZAC. Com esses resultados pode ser avaliado a utilização de corpos de prova menores na qualificação de amarras.

8. REFERÊNCIAS

- ABS. **Guide for the Certification of Offshore Mooring Chain**. Houston: American Bureau of Shipping, 2017.
- ALBRECHT, C. H. Algoritmos Evolutivos Aplicados à Síntese e Otimização de Sistemas de Ancoramento. **COPPE/UFRJ**, Rio de Janeiro, 2005. 166.
- ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications**. Second Edition. ed. New York: CRC Press, 2005.
- API. API. **API**, 2017. Disponível em: <<http://www.api.org>>. Acesso em: 25 Janeiro 2016.
- API RP 2SK. **Design and Analysis of Station keeping Systems for Floating Structures**. 3rd. ed. [S.l.]: API, v. n/a, 2005.
- API SPEC 2F. **Specification for Mooring Chain**. [S.l.]: API, 1997.
- ASM. **Handbook Welding Brazing and Soldering**. Colorado, USA: ASM Handbook, v. 6, 1993.
- ASTM E112. **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size**. [S.l.]: ASTM, 2013.
- ASTM E1290. **Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement**. 08. ed. [S.l.]: ASTM, 1999.
- ASTM E23. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**. b. ed. [S.l.]: ASTM, 2016.
- ASTM E407. **Standard Practice for Microetching Metals and Alloys**. [S.l.]: ASTM, 2007.
- ASTM E45. **Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel**. [S.l.]: [s.n.], 2013.
- ASTM E8/E8M. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials**. [S.l.]: [s.n.], 2016.
- AWS. **Welding Handbook - Welding Science and Technology**. Miami: American Welding Society, v. 1, 2001.
- AWS. **Welding Handbook Welding Process, Part 2**. Ninth Edition. ed. Miami: American Welding Society, v. Volume 3, 2007.
- BOEMRE. **Catastrophic Failures in Mooring System Possibly Put Floating Structures at Risk**. MMS. Gulf of Mexico, p. 3. 2011.

BRIDON. Bridon - Bekaert Ropes Group Brand. **Site da Bridon - Bekaert Ropes Group Brand**, 2017. Disponível em: <<http://www.bridon.com>>. Acesso em: 13 Março 2015.

BS 7448-1. **Fracture mechanics toughness tests - Part 1: Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials**. 2002. ed. [S.I.]: BSI, 1991.

BS EN ISO 15653. **Metallic materials - Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds**. First. ed. Bruxelas: ISO, 2010. 52 p.

CAÑADA, L. **State of knowledge on mooring chain and jewelry: today, in five and in ten years time**. Vicinay. Bilbao. 2008.

CHIESA, M. et al. Efficient Fracture Assessment of Pipelines. A Constraint Corrected SENT Specimen Approach. **Engineering Fracture Mechanics**, 2001. 527-547.

CHLUDZINSKI, M. **Avaliação da Tenacidade à fratura em juntas soldadas por fricção com pino consumível**. PPGEM - UFRGS. Porto Alegre, RS. 2013.

COSTA, L. V. **Análise das Propriedades Mecânicas de Elos de Amarras de Aço API-2F Submetido a Ensaio de Fadiga**. Dissertação. Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca - CEFET/RJ. Rio de Janeiro, p. 74. 2006. (K99).

CRC PRESS LLC. **Handbook of Metal Etchants**. Washington, D.C: CRC, 1991.

DAIHAN. Global Chain Maker. **Daihan Anchor Chain MFG CO. LTDA**, 2013. Disponível em: <<http://www.dhac.co.kr/m42.php>>. Acesso em: 21 Abril 2016.

DICKINSON, D. W. **Flash butt welding**. Universidade Estadual de Ohio. Columbus, p. 60. 2017.

DNVGL OS E302. **Offshores Mooring Chain**. Julho de 2015. ed. Oslo: Det Norske Veritas, 2015.

DOS SANTOS, B. P. Avaliação da degradação das propriedades de tenacidade frente a uma falha dinâmica no Aço API 5LX70. **PPGEM, UFRGS**, Porto Alegre, 2017.

ENTRON. **Resistance Welding Controls and Applications**. F. ed. Greer, Carolina do Sul: Etron, 2014.

ESAB. ESAB. **Site da ESAB**, 2016. Disponível em: <<http://www.esab.com/automation/en/products/Flash-Butt-Welding-Equipment.cfm>>. Acesso em: 12 Novembro 2016.

FRAINER, V. J. **Avaliação do comportamento em fratura de risers rígidos**. Poro Alegre. 2007.

FRAINER, V. J. **AVALIAÇÃO DO COMPORTAMENTO EM FRATURA DE RISERS RÍGIDOS**. Poro Alegre. 2007.

GRAÇA, M. L. A. **Micromecanismos de Iniciação da Fratura em Amostras Entalhadas**. Universidade Estadual Paulista. São Paulo. 2002.

GUNKEL, R. W. The Origin and Nature of Flash Weld Defects in Iron-Nickel Base Superalloys. **Trace: Tennessee Research and Creative**, Tennessee, Junho 1974.

HERTZBERG, R. W. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. [S.l.]: John Wiley & Sons, v. Third Edition, 1989.

HORRMANN, E. The sustainability of various steels for flash welding. **Welding Journal Research Supplement**, June 1952. 318-320.

IACS. IACS. **IACS - International Association of Classification Societies**, 2017. Disponível em: <<http://www.iacs.org.uk/>>. Acesso em: 25 Janeiro 2016.

IACS UR W22. **Requirements concerning MATERIALS AND WELDING**. [S.l.]: IACS, 2016.

IDEAL. Flash Butt Welding Machines. **Ideal**, Lippstadt, 2009. Disponível em: <<http://www.ideal-werk.com/productfinder/wire-joining/as/flash-butt-welding-machines-1.html>>. Acesso em: 23 Março 2016.

JUVIANO CARBONO, A. J. **Otimização da Disposição de Linhas de Ancoragem Utilizando Algoritmos Genéricos**. Dissertação. PUC-Rio. Rio de Janeiro, p. 91. 2005. (0312541/CA).

KIM, D. C.; SO, W. J.; KANG, M. J. Effect of flash butt welding parameters on welding quality of mooring chain. **International Incientific Journal**, v. 38, p. 112-117, Agosto 2009.

KNOTT, J. F. **Fundamentals of Fracture Mechanics**. 1^a. ed. London: Butterworths, 1973.

KNOTT, J. F. **Microstructural Aspects of the Resistance to crack extension of engineerings alloys**. Cambrigde: [s.n.], 1984.

KOLESNIK, O.; STUWE, H. P. The Stereophotogrammetric Determination of the Critical Crack Tip Opening Displacement. **Engineering Fracture Mechanics**, 21, 1985. 145-155.

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre: [s.n.], 1996.

MAKARA, A. M.; SAKHATSKII, G. P.; V.A., S. The flash weldig of high-tensile steels. **Automatic Welding**, 1 March 1969. 44-48.

MASAHIRO, T. et al. Quantitative Analysis of Stretched Zone Width Based on Difference of Fracture Surface Roughness, 2003.

NBR 13715. **Estruturas offshore - Amarras e Requisitos**. Rio de Janeiro: ABNT, 1996.

NIPPES. Temperture Distribution During Flash Welding. **Welding Jornal**, Dezembro 1951.

NIPPES, E. F. et al. Temperature Distribution During the Flash Welding of Steel. **Welding Journal Research Supplement v.30**, December 1951. 585-601.

NIPPES, E. F. et al. Temperature Distribution During the Flash Welding of Steel. **Welding Journal Research Supplement**, March 1953. 113-122.

NIPPES, E. F. et al. Study of the cooling rates in flash welds in steel. **Welding Journal Research Supplement**, July 1954. 339-362.

NIPPES, E. F. et al. Flash welding of steels. **Welding Journal Research Supplement**, May 1955. 223-240.

NIPPES, E. F. et al. Studies of upset variables in flash welding of steels. **Welding Journal Research Supplement**, April 1957. 192-216.

OFFSHORE. Mooring System for Offshore Floating Installations. **Offshore**, Houston, v. 73, p. Central, Outubro 2013.

PALOMBO, M.; SANDON, S.; DE MARCO, M. Evaluation of Size Effect in CTOD-SENB Fracture Toughness Test. **Elsevier**, Genova, p. 55-64, 2015.

PEREZ, N. **FRACTURE MECHANICS**. Boston: Kluwer, 2004.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy and the Design of Steels**. [S.l.]: Applied Science Publishes, 1983.

PINA, A. A. D. **Metodologia de Análise, Síntese e Otimização de Sistemas para Produção de Petróleo Offshore Através de Metamodelos e Exame de Partículas**. Tese. UFRJ/COPPE. Rio de Janeiro, p. VIII, 176. 2010.

R.L., B.; R. F., C. Effects of Residual Elements in Heavy Forgings: Past, Present and Future. **MiCon 86: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control, ASTM STP**, 1988.

SAVAGE, F. W. Flash welding – Process Variables and Weld Properties. **Welding Journal Research Supplement**, March 1962. 109-119.

SAVAGE, W. F.; ARONSON, A. H.; KRANTY, B. M. A literature review of the physical metallurgy of electric resistance welding.. **Welding Journal Research Supplement**, March 1964. 140-144s.

STROHAECKER, T. R. **Mecânica da Fratura**. Laboratório de Metalurgia Física - UFRGS. Porto Alegre, p. 99. 2005.

SULLIVAN, J. F.; SAVAGE, W. F. Effect of Phase Control During Flashing on Flash Weld Defects. **WELDING RESEARCH SUPPLEMENT**, Maio 1971. 213-221.

TECHNIP. Impressive achievements made by Technip in Cascade and Chinook Development. **Offshore**, Houston, p. 84 - 85, 2012.

TETELMAN, A. S.; MCEVELY, A. J. **Fracture of Structural Materials**. [S.l.]: John Wiley & Sons, 1967.

THECNIP. Free Standing Hybrid Riser (FSHR). **Engineering and technologies Thecnip**, France, v. n/a, p. 1 - 4, Julho 2015.

TOTI, F. D. A. **Tenacidade à Fratura Dinâmica de uma Liga de Alumínio de Alta Resistência AMS 7475 T7351**. Universidade de São Paulo. São Carlos, p. 1-159. 2004.

TWI. **ChainTest - automated inspection of mooring chains**. TWI. Cambridge, p. 3. 2006.

TWI. TWI. **TWI**, 2017. Disponível em: <<http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/mechanical-testing-notched-bar-or-impact-testing-071/>>. Acesso em: Junho 2017.

VERSUTO, B. C. B. **Caracterização de uniões soldadas pelo processo de solda por resistência em aços ARBL**. USP/EEL. São Paulo, SP. 2010.

WIKIPEDIA. **International Association of Classification Societies**, 2015. Disponível em: <https://en.wikipedia.org/wiki/International_Association_of_Classification_Societies>. Acesso em: 5 Dezembro 2016.

ZAK, J.; RYS, P. The Origin of 'Light Area" in Upset Welds of Rolled. **Welding Research Supplement**, p. 272-280, Maio 1972.

ZHANG, L.; THOMAS, B. G. Inclusions in Continuous Casting of Steel. **XXIV National Steelmaking Symposium**, Mexico 2003. 138-183.

ZOLNERKEVIC, I. Desafios em Águas Profundas. **Revista Pesquisa FAPESP**, n. Especial 50 Anos FAPESP, p. 170 - 173, Maio 2012.

9. APÊNDICE

Nas figuras abaixo estão os gráficos dos ensaios de resultado de CTOD das amostras com e sem material de solda.

Figura 9.1 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MB 01

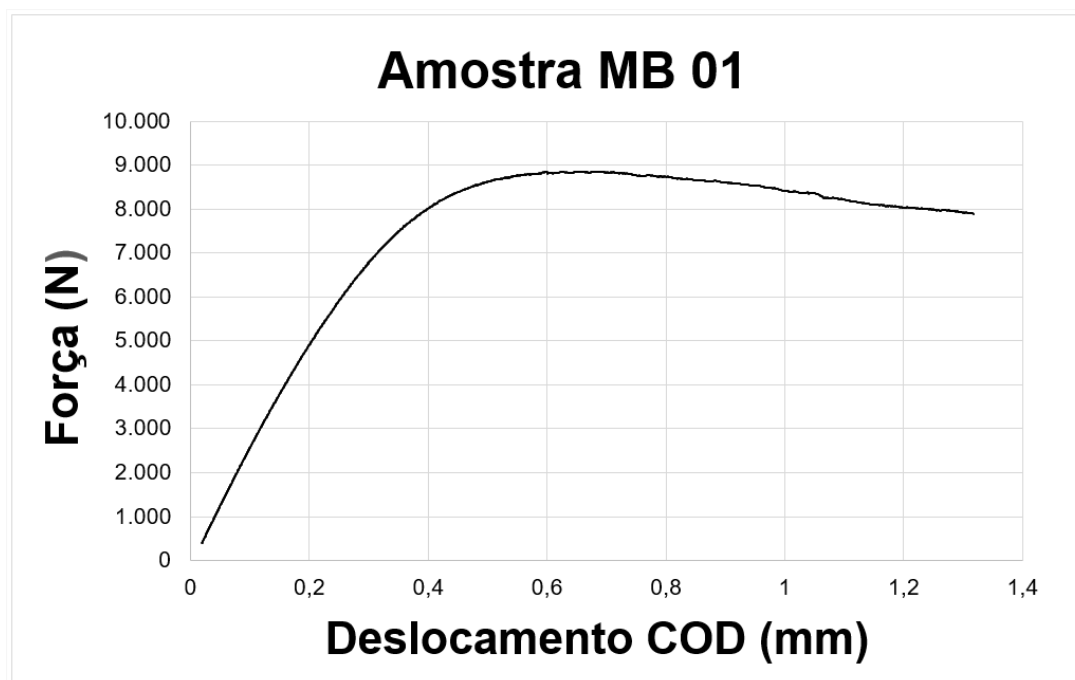


Figura 9.2 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MB 01

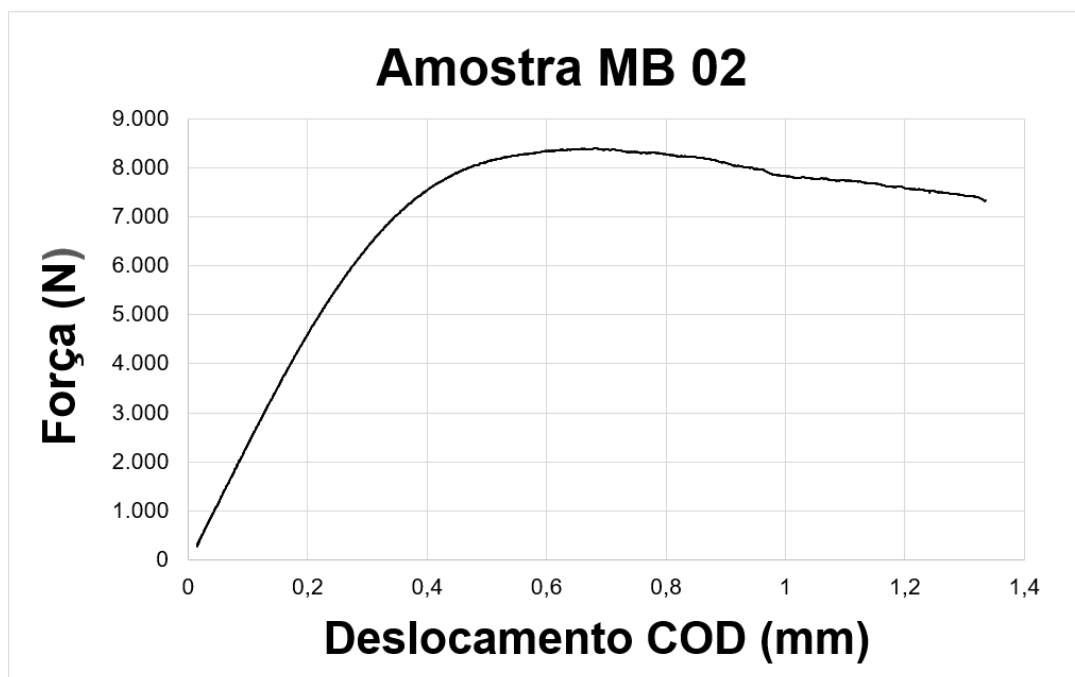


Figura 9.3 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MB 03

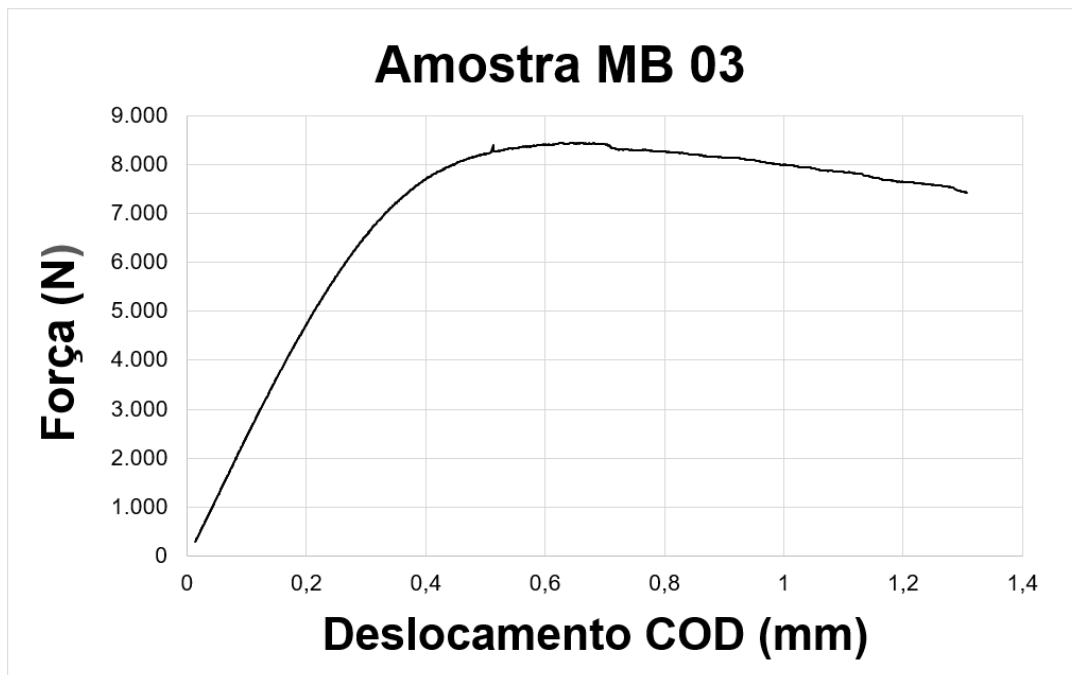


Figura 9.4 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 01

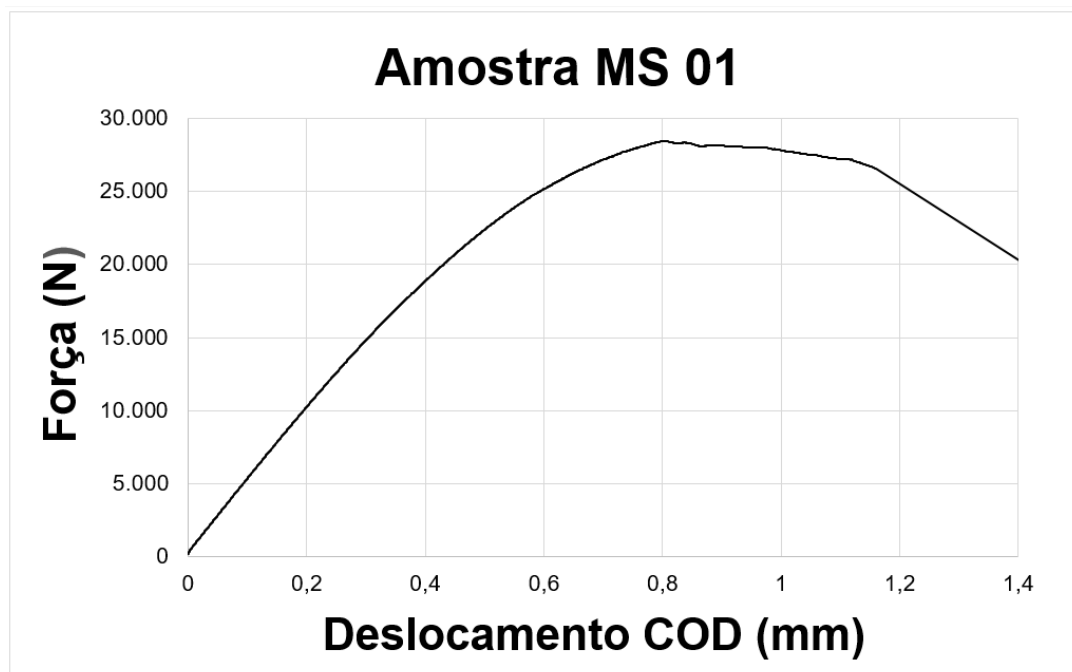


Figura 9.5 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 02

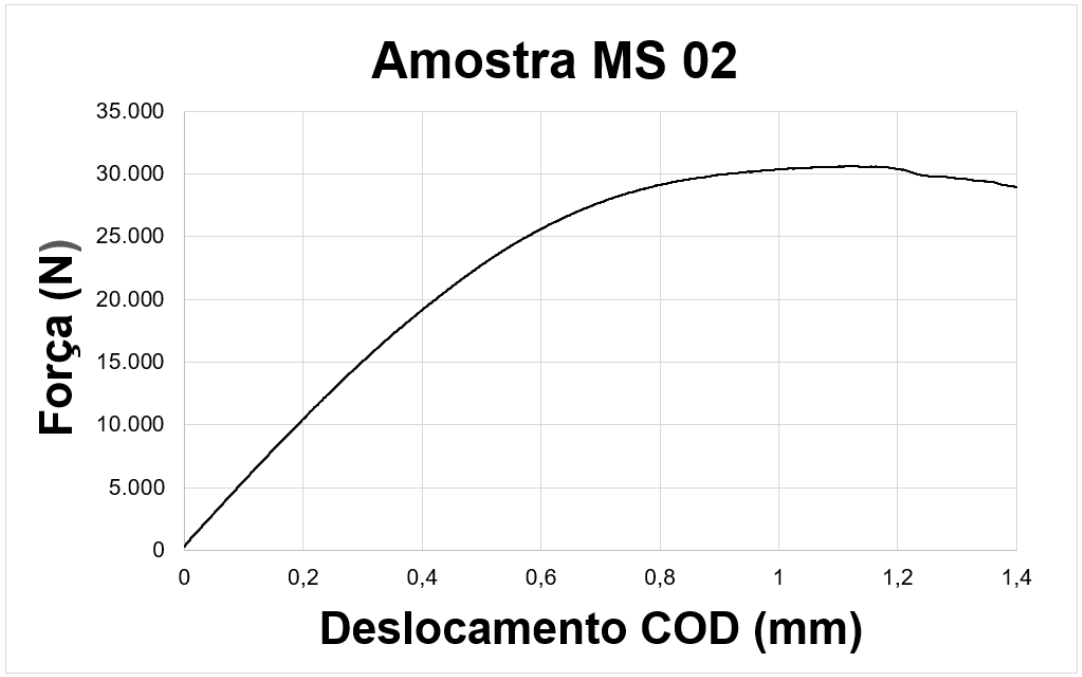


Figura 9.6 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 03

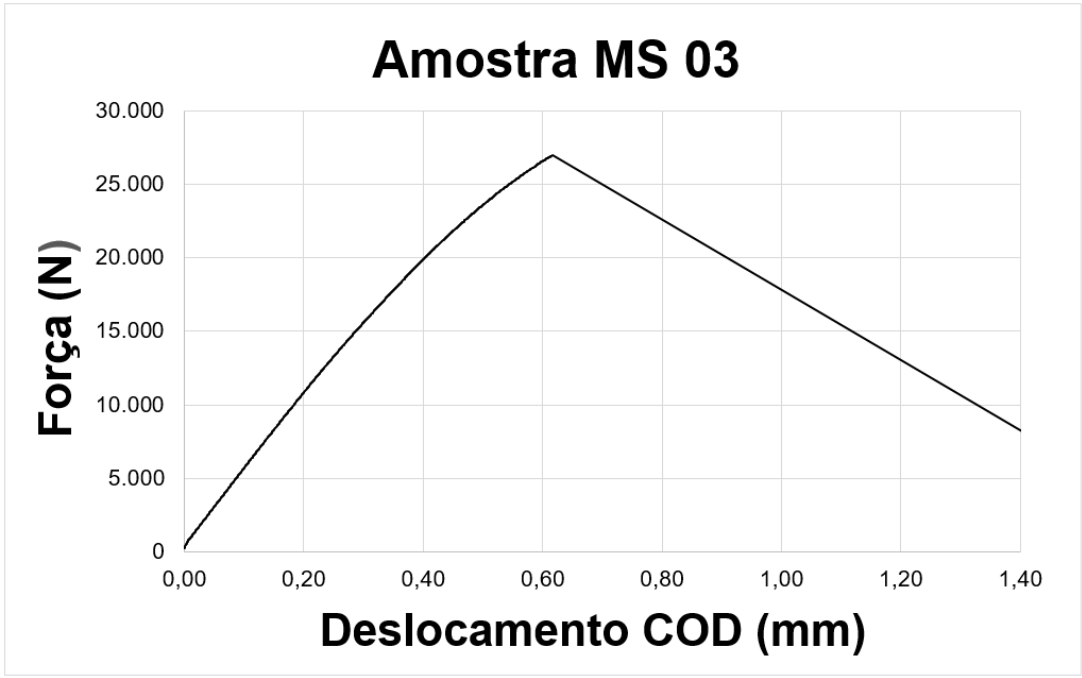


Figura 9.7 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 04

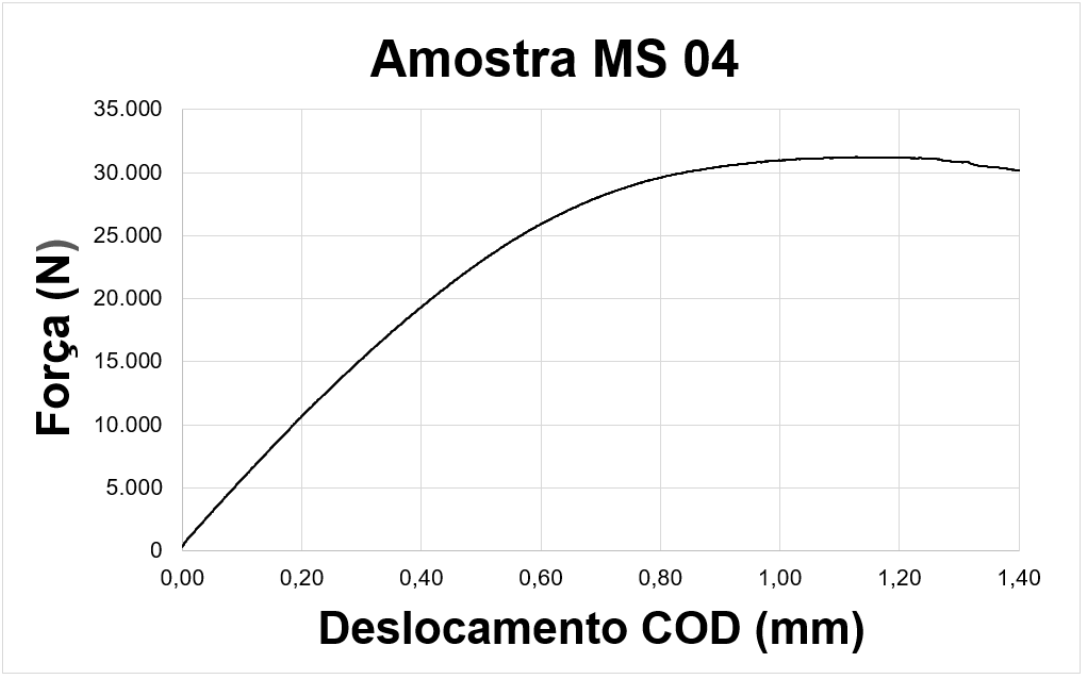


Figura 9.8 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 05

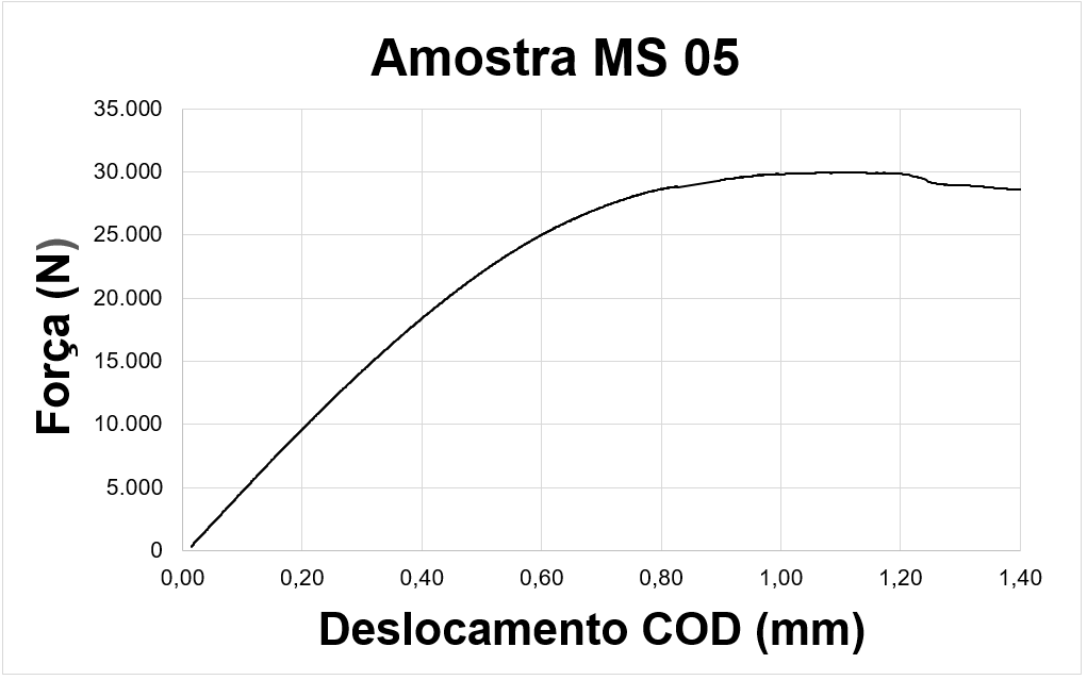


Figura 9.9 – Gráfico de ensaio de CTOD da amostra MS 06

